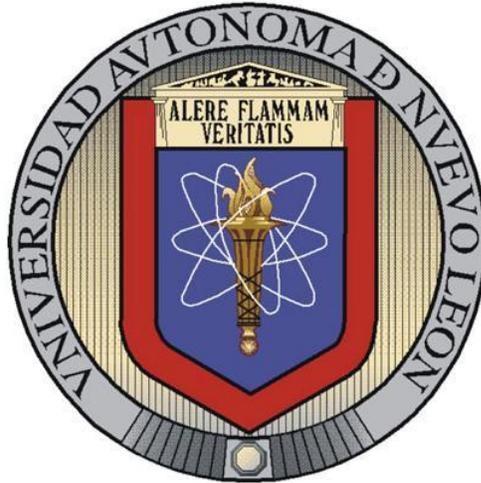


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**“INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO SOBRE LA  
FATIGA TÉRMICA DE UN ACERO AISI H13”**

**P R E S E N T A:**

**ISRAEL ANGEL BARRAGÁN SERNA**

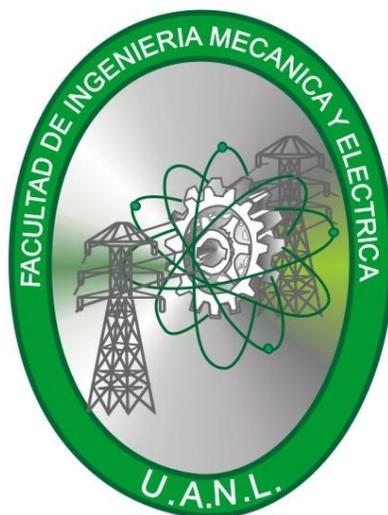
**T E S I S**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**CD. UNIVERSITARIA**

**DICIEMBRE 2021**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**“INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TERMICO SOBRE LA  
FATIGA TERMICA DE UN ACERO AISI H13”**

**P R E S E N T A:**

**ISRAEL ANGEL BARRAGÁN SERNA**

**T E S I S**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**CD. UNIVERSITARIA**

**DICIEMBRE 2021**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica**  
**Posgrado**

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis "Influencia del tratamiento térmico sobre la fatiga térmica de un acero AISI H13", realizada por el estudiante Israel Ángel Barragán Serna, con número de matrícula 1057075, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

**El Comité de Evaluación de Tesis**

Dr. Rafael David Mercado Solís  
Director

Dr. Rafael Colás Ortiz  
Revisor

Dr. Florentino Fernández Guzmán  
Revisor

Dr. Miguel Ángel Quiñones Salinas  
Revisor

Vo.Bo.

  
Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa 514544

Acta Núm. 3978

Ciudad Universitaria, a 6 de diciembre de 2021.

## DEDICATORIA

Agradezco a Dios por acompañarme constantemente y darme fortaleza ante las eventualidades que se han presentado en el transcurso de mi vida. Durante la duración de este trabajo de investigación muchos eventos acontecieron, sin embargo, no me cabe duda de que gracias a sus bendiciones puedo ver culminada esta investigación.

Agradezco a mis padres, Santiago Barragán & Gloria Serna, por todo el apoyo y amor que me han brindado a lo largo de mi vida. Siempre serán las personas que más admiraré y de quienes me siento muy orgulloso.

A mis hermanos, Gloria, Hugo y Luis, por el apoyo y cariño brindado desde niño. A Luis, agradezco de manera especial ser mi ejemplo a seguir profesionalmente, mi vocación de ingeniería te la debo a ti.

A mi cuñada Alejandra Barragán por ser mi segunda madre y estar conmigo en las épocas buenas como en las malas.

Al Dr. Rafael Mercado quien despertó mi interés en el área de metales, gracias a su influencia esta área se convirtió en mi pasión.

Con particular cariño y amor, a mi esposa Daniela Santos, quien sin sus regaños y presión no hubiera podido llegar a una conclusión con este trabajo.

## **AGRADECIMIENTOS**

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado para la realización de la presente investigación, a través del proyecto de ciencia básica “Resistencia a la fatiga térmica de aleaciones de hierro con alto contenido de cromo” con clave No. J43424-Y.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, que a través del Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales me permitió el realizar mis estudios de posgrado.

Al Programa de Verano de la Investigación Científica (PROVERICYT-UANL), que, gracias a las diversas estancias realizadas, despertó mi interés en la investigación.

Al Dr. Rafael David Mercado Solís, por darme la oportunidad de participar en el proyecto de investigación de fatiga térmica. Le agradezco todo el conocimiento brindado, su amistad y sobretodo la enorme paciencia que ha tenido conmigo.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por el apoyo para la revisión de esta tesis, los consejos brindados y el conocimiento compartido.

Al Dr. Víctor Paramo López, por la ayuda brindada para la revisión de esta tesis; además de su amistad y apoyo profesional constante.

Al Dr. Alan Castillo Rodríguez, por involucrarme desde la preparatoria en sus proyectos de investigación mediante las diversas estancias del PROVERICYT. Gracias a esto, encontré un fuerte interés en el área de investigación de materiales.

A todos los profesores investigadores del PDIM por sus enseñanzas invaluable durante mi etapa de estudiante. Agradezco especialmente al Dr. Edgar García, al Dr. Tushar Das, y a la Dra. Ana Maria Guzmán.

Al CINVESTAV de Saltillo, por el soporte para la realización de los ensayos de tensión.

A la escuela de graduados de la Facultad de Ciencias Químicas, por el apoyo para la utilización del equipo de difracción.

A la empresa FRISA por la ayuda brindada para la realización de las pruebas de tenacidad y microindentaciones de dureza; a su vez por el conocimiento práctico invaluable que me ha brindado en las áreas de aceros y superaleaciones.

Al Ing. Aexio Gaxiola, por el tiempo y apoyo en la automatización de la máquina de fatiga térmica.

Al Dr. Nasser Mohamed Noriega por la larga amistad brindada, sus consejos, sugerencias y apoyo que siempre ha tenido conmigo.

Al Dr. Jorge Castillo por su ayuda brindada en la escritura de la tesis.

Agradezco de forma particular al Dr. Miguel Ángel Quiñones Salinas por el diseño y construcción de la máquina de fatiga térmica. Además, de la amistad otorgada todo este tiempo y sus valiosos consejos realizados.

Por último, expreso mi agradecimiento y gratitud a todas las personas que de manera directa o indirecta contribuyeron a que este trabajo pudiera verse culminado.

# CONTENIDO

<b>DEDICATORIA</b> .....	2
<b>AGRADECIMIENTOS</b> .....	3
<b>CONTENIDO</b> .....	5
<b>ÍNDICE DE FIGURAS</b> .....	10
<b>ÍNDICE DE TABLAS</b> .....	17
<b>RESUMEN</b> .....	19
<b>CAPÍTULO 1</b> .....	20
Introducción .....	20
1.1 Descripción del Problema .....	21
1.2 Planteamiento del Problema .....	22
1.3 Objetivos .....	23
1.4 Hipótesis .....	24
1.5 Justificación.....	24
1.6 Metodología de Investigación.....	25
1.7 Estructura de la Tesis.....	26
<b>CAPÍTULO 2</b> .....	27
2.1 Fatiga Térmica .....	27
2.2 Deformaciones y esfuerzos térmicos .....	28
2.3 Acero Grado Herramienta para Trabajo en Caliente .....	31
2.3.1 Acero AISI H13.....	32
2.4 Factores gobernantes del comportamiento a la fatiga térmica.....	34
2.4.1 Tratamiento Térmico.....	34
2.4.1.1 Temperatura de Austenizado .....	35
2.4.1.2 Temperatura de Revenido.....	39
2.4.2 Propiedades Termofísicas del Material.....	43
2.4.2.1 Conductividad térmica.....	43
2.4.2.2 Difusividad Térmica.....	43
2.4.2.3 Expansión Térmica .....	44

2.4.2.4 Limite de elasticidad en caliente .....	44
2.4.2.5 Resistencia al revenido .....	44
2.4.3 Propiedades Mecánicas .....	44
2.4.3.1 Resistencia a la deformación .....	45
2.4.3.2 Ductilidad .....	45
2.4.3.3 Tenacidad .....	46
2.4.4 Características Microestructurales.....	46
2.4.4.1 Cambios Microestructurales en los Aceros Grado Herramienta para Trabajo en Caliente.....	48
2.4.4.1.1 Acero herramental en estado recocido.....	48
2.4.4.1.2 Acero herramental templado. ....	49
2.4.4.1.3 Acero herramental revenido. ....	49
2.4.5 Factores de Diseño.....	49
2.4.5.1 Geometría del herramental .....	49
2.4.5.2 Concentradores de esfuerzos y deformaciones .....	50
2.4.5.3 Condición Superficial .....	50
2.4.6 Medio Ambiente.....	51
2.4.7 Condiciones de Operación .....	51
2.4.7.1 Tiempo del Ciclo .....	52
2.5 Agrietamiento por Fatiga Térmica .....	53
2.5.1 Comportamiento del agrietamiento por fatiga térmica .....	53
CAPÍTULO 3.....	56
3.1 Introducción.....	56
3.2 Acero AISI H13.....	58
3.3 Tratamiento Térmico .....	58
3.3.1 Parámetros del Tratamiento Térmico .....	58
3.3.2 Equipo para Tratamiento Térmico .....	61
3.3.3 Tratamiento Térmico de Probetas Preliminares.....	62
3.4 Ensayos de Tenacidad.....	65
3.4.1 Fractografías.....	67

3.4.2 Difracción de Rayos X (DRX) .....	68
3.5 Ensayos de Tensión.....	68
3.5.1 Propiedades Mecánicas .....	70
3.6 Ensayos de Fatiga Térmica.....	71
3.6.1 Máquina de Ensayos de Fatiga Térmica (MEFT) .....	71
3.6.2 Probetas de Fatiga Térmica .....	74
3.6.3 Parámetros Operacionales de la MEFT.....	76
3.6.4 Rugosidad en probetas de fatiga térmica .....	77
3.6.5 Perfiles de Temperatura en la MEFT .....	78
3.6.6 Ciclos Térmicos en Probetas de Fatiga Térmica .....	79
3.6.7 Monitoreo de Agrietamiento Superficial en probetas de fatiga térmica .....	80
3.6.8 Segmentación de probetas de fatiga térmica .....	80
3.6.9 Caracterización del agrietamiento en la sección transversal de probetas de fatiga térmica .....	81
3.6.10 Caracterización del agrietamiento superficial de probetas de fatiga térmica.....	83
3.6.11 Perfil de microindentaciones de durezas en las probetas de fatiga térmica.....	84
CAPÍTULO 4.....	87
4.1 Introducción.....	87
4.2 Muestras Preliminares de Control .....	88
4.2.1 Resultados de dureza y microestructurales.....	88
4.3 Especímenes de Fatiga Térmica.....	91
4.3.1 Gráficas de tratamiento térmico de especímenes de fatiga térmica ..	91
4.3.2 Ensayo de Dureza .....	93
4.3.3 Ensayos de Tenacidad .....	94
4.3.4 Análisis Fractográfico .....	94
4.3.5 Difracción de Rayos X (DRX) .....	97
4.3.6 Ensayo de Tensión .....	99

4.3.6.1 Microestructuras del Ensayo de Tensión .....	100
4.3.7 Rugosidad en probetas de fatiga térmica .....	101
4.3.8 Perfiles de temperatura en la MEFT .....	102
4.3.10 Agrietamiento transversal en especímenes de fatiga térmica.....	117
4.3.11 Perfil de microindentaciones de durezas en probetas de fatiga térmica.....	127
4.3.12 Resumen de resultados obtenidos para las condiciones de revenido. .....	129
CAPÍTULO 5.....	131
5.1. Introducción.....	131
5.2. Probetas Preliminares .....	131
5.2.1. Dureza y Microestructura.....	131
5.3. Especímenes de Fatiga Térmica.....	133
5.3.1. Tratamiento Térmico de Probetas de Fatiga Térmica.....	133
5.3.1.1. Evolución Microestructural. ....	133
5.3.2. Ensayo de Dureza. ....	135
5.3.3 Ensayo de Tenacidad .....	136
5.3.4 Análisis Fractográfico .....	137
5.3.5 Difracción de Rayos X (DRX) .....	138
5.3.6 Ensayo de Tensión .....	138
5.3.6.1 Microestructuras del Ensayo de Tensión .....	140
5.3.7 Rugosidad en probetas de fatiga térmica .....	140
5.3.8 Perfiles de temperatura en la MEFT .....	140
5.3.9 Resumen de resultados previo al ensayo de fatiga térmica. ....	141
5.3.10 Agrietamiento en especímenes de fatiga térmica.....	144
5.3.10.1. Agrietamiento Superficial .....	144
5.3.10.1.1 Evaluación del porcentaje de área agrietada.....	144
5.3.10.2. Agrietamiento Transversal. ....	147
5.3.10.2.1 Número de grietas totales.....	148
5.3.10.2.2 Distribución de longitud de grietas.....	148

5.3.10.2.3 Promedio de longitud de grieta .....	149
5.3.10.2.4 Grietas transversales de mayor longitud .....	150
5.3.10.2.5 Número de grietas por longitud y densidad de grietas.....	151
5.3.10.3. Perfil de durezas en especímenes sujetos a fatiga térmica. ..	152
5.3.10.4 Resumen de resultados posterior al ensayo de fatiga térmica. .....	157
<b>CAPÍTULO 6</b> .....	160
6.1. Introducción.....	160
6.2. Conclusiones.....	161
<b>Referencias</b> .....	165
<b>Apéndice A</b> .....	172

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Distribución de temperaturas: a) calentamiento rápido, b): enfriamiento rápido.....	29
Figura 2.2. Estado de esfuerzos calculado por modelo de elemento finito en una muestra de AISI H13 sometida a ciclos de calentamiento y enfriamiento.....	30
Figura 2.3. Principales parámetros a definir del tratamiento térmico.....	35
Figura 2.4. Curvas de vida a la iniciación de grietas de fatiga térmica del acero AISI H21 sometido a diferentes temperaturas de austenizado.	36
Figura 2.5. a) Diámetro promedio de grano austenítico del acero DIEVAR® al ser sometido a diferentes temperaturas de austenizado; b) Tenacidad al impacto Charpy ensayada a diferentes temperaturas sobre probetas con diferentes temperaturas de austenizado .....	37
Figura 2.6. DIEVAR® a cuatro diferentes condiciones de austenizado, $T_{Max}=700^{\circ}C$ después de $10^4$ ciclos, a) Promedio de las 15 grietas mayores y máxima longitud de grieta; b) Densidad de grietas .....	38
Figura 2.7. a) Longitud promedio de grieta, de las grietas mayores, conforme se incrementa el número de ciclos, $T_{Max} = 700^{\circ}C$ . DIEVAR® en cuatro condiciones de austenizado. b) Densidad de grieta conforme se incrementa el número de ciclos a $T_{Max} = 600^{\circ}C$ y $850^{\circ}C$ en la condición de $T_A=1020$ y $1150^{\circ}C$ .....	38
Figura 2.8. Curvas de vida a la iniciación de grietas de fatiga térmica del acero AISI H13.....	40
Figura 2.9. Efecto de la temperatura de revenido sobre la profundidad promedio de grieta de los aceros: a) 47CrMoWVTiCeZr16-26-8; b) X40CrMoV5-1.....	41

Figura 2.10. Gráfico de resistencia al revenido, pérdida de dureza conforme se incrementa el tiempo de exposición a la temperatura de revenido. DIEVAR® a $T_{REV} = 600^{\circ}\text{C}$ , bajo cuatro diferentes temperaturas de austenizado.....	42
Figura 2.11. Perfiles de microdureza contra profundidad, después de aplicarse ciclos térmicos. a) 20000 ciclos a $T_{max} = 600^{\circ}\text{C}$ ; b) 10000 ciclos a $T_{max} = 700^{\circ}\text{C}$ .....	43
Figura 2.12. Agrietamiento superficial por fatiga térmica. Herramental AISI H13, 5000 ciclos a una $T_{max} = 850^{\circ}\text{C}$ .....	53
Figura 2.13. Agrietamiento transversal por fatiga térmica, grietas de 1 a 50 $\mu\text{m}$ . Herramental AISI H13, 60,000 ciclos y a una $T_{max} = 660-680^{\circ}\text{C}$ .....	54
Figura 2.14. Agrietamiento transversal por fatiga térmica. AISI H13 con modificación superficial, 5,000 ciclos y a una $T_{max} = 670^{\circ}\text{C}$ .....	55
Figura 3.1 Diagrama de flujo ilustrando el procedimiento experimental seguido en el acero AISI H13 .....	57
Figura 3.2 Gráfico de revenido del acero AISI H13. Se señalan las $T_{REV}$ utilizadas en los tratamientos térmicos realizados en esta investigación.....	60
Figura 3.3 a) Mufla de resistencias eléctricas marca FELISA FE-361; b) Molde para evitar decarburación y oxidación; c) Molde durante el austenizado .....	62
Figura 3.4 Pruebas preliminares en probetas de H13: a) Fase de austenizado; b) Fase de revenido; c) Cortes realizados en las probetas.....	63
Figura 3.5 Tratamiento térmico efectuado en: a) probetas de tenacidad; b) probetas de tensión; c) probetas de fatiga térmica.....	64
Figura 3.6 Puntos de medición de durezas en: a) probetas de tenacidad; b) probetas de tensión; c) probetas de fatiga térmica.....	65
Figura 3.7 Dimensiones de probetas para ensayo de tenacidad Charpy	

(Todas las dimensiones en mm) .....	66
Figura 3.8 Máquina Tinius-Olsen para ensayos de tenacidad al impacto Charpy .....	66
Figura 3.9 Dimensiones de las probetas sometidas al ensayo de tensión (Todas las dimensiones en mm) .....	69
Figura 3.10 Máquina de ensayos mecánicos, MTS 810 Material Testing System .....	69
Figura 3.11 Máquina de ensayos de fatiga térmica: a) Sistema de enfriamiento; b) Sistema de control.....	72
Figura 3.12 Máquina de ensayos de fatiga térmica: estación principal de trabajo .....	73
Figura 3.13 Dimensiones de la probeta de fatiga térmica, para ensayos en la MEFT (Todas las dimensiones en mm) .....	74
Figura 3.14 Amordazamiento de las probetas durante los ensayos en la MEF: a) Arreglo físico de la probeta; b) Diagrama esquemático del arreglo .....	75
Figura 3.15 Mediciones de rugosidad mediante el rugosímetro Mitutoyo SJ-301 .....	77
Figura 3.16 Perfil de los ciclos térmicos generados por la MEFT. Distancia de la superficie: a) 5mm (negro); b) 10mm (rojo); c) 15mm (verde) .....	78
Figura 3.17 Ensayo de fatiga térmica realizado en la MEFT, a) Ciclo de calentamiento; b) Ciclo de enfriamiento; c) Monitoreo de temperatura durante el calentamiento utilizando un pirómetro óptico Modline 5G, Ircon.....	79
Figura 3.18 Cortes por electroerosión en probetas de fatiga térmica. Se identifican las diferentes etapas bajo las cuales fueron segmentadas las probetas; en la muestra identificada como “E” se realizaron los análisis.....	81
Figura 3.19 Sección analizada de la probeta de fatiga térmica, se indica	

la superficie expuesta a fatiga térmica y en la cual se realizó el conteo de grietas .....	82
Figura 3.20 Puntos de medición de microindentaciones de dureza en escala Vickers en las muestras E de fatiga térmica (dibujo esquemático) .....	86
Figura 4.1. Dureza Vickers obtenida en las muestras preliminares de control, evaluadas a diferentes condiciones de condiciones de $T_{Rev}$ ...	88
Figura 4.2 Microestructuras a 400X de las muestras preliminares de control del acero para herramienta AISI H13 en la condición de: a) T550; b) T600; c) T650 .....	89
Figura 4.3 Micrografías mediante MEB de las muestras preliminares de control del acero para herramienta AISI H13, condición de T550: a) 2500X; b) 5000X .....	90
Figura 4.4 Micrografías mediante MEB de las muestras preliminares de control del acero para herramienta AISI H13, condición de T600: a) 2500X; b) 5000X .....	90
Figura 4.5 Micrografías mediante MEB de las muestras preliminares de control del acero para herramienta AISI H13, condición de T650: a) 2500X; b) 5000X .....	90
Figura 4.6 Tratamiento térmico en los especímenes de fatiga térmica: a) gráfica de austenizado; b) gráficas de las temperaturas de revenido evaluadas .....	91
Figura 4.7 Diagrama de transformación isotérmica para descomposición de austenita en Acero AISI H13 .....	92
Figura 4.8 Dureza Rockwell C en las condiciones de $T_{Rev}$ evaluadas: a) especímen de fatiga térmica; b) probetas de tensión .....	93
Figura 4.9 Tenacidad al impacto Charpy (Joules) y dureza Rockwell C de las probetas en función de la $T_{Rev}$ evaluada .....	94
Figura 4.10 Fractografías del acero AISI H13 en probetas Charpy ensayadas: a) Condición de Recocido; b) Condición de T550.....	95

Figura 4.11 Fractografías del acero AISI H13 en probetas Charpy ensayadas: a) Condición de T600; b) Condición de T650 .....	96
Figura 4.12 Intensidad contra ángulo $2\theta$ de las fases de ferrita y austenita en las diferentes condiciones de $T_{Rev}$ del acero AISI H13	97
Figura 4.13 Intensidad y ancho de pico de la fase ferrita en los diferentes planos evaluados: a) $\alpha$ (002); b) $\alpha$ (112); c) $\alpha$ (022) .....	98
Figura 4.14 Curvas de esfuerzo – deformaciones obtenidas a las diferentes condiciones de $T_{Rev}$ del acero AISI H13 .....	99
Figura 4.15 Microestructuras en condiciones de $T_{Rev}$ a) T550; b) T600; c) T650 .....	100
Figura 4.16 Perfiles de rugosidad registrados en los especímenes de fatiga térmica, se delimita en rojo el área donde se realizaron las mediciones.....	101
Figura 4.17 Perfil de temperatura en los especímenes de fatiga térmica al ser sometidos a ciclos térmicos en la MEFT. Temperatura superficial (azul), temperatura a 5mm de la superficie (negro), temperatura a 10mm de la superficie (rojo), temperatura a 15mm de la superficie (verde) .....	102
Figura 4.18 Agrietamiento superficial posterior a 500 ciclos en la MEFT..	103
Figura 4.19 Agrietamiento superficial posterior a 1000 ciclos en la MEFT.....	104
Figura 4.20 Agrietamiento superficial posterior a 2000 ciclos en la MEFT.....	105
Figura 4.21 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T550, después de haber sido sometido a 500 ciclos en la MEFT.....	106
Figura 4.22 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T550, después de haber sido sometido a 1000 ciclos en la MEFT .....	107

Figura 4.23 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T550, después de haber sido sometido a 2000 ciclos en la MEFT .....	108
Figura 4.24 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T600, después de haber sido sometido a 500 ciclos en la MEFT.....	109
Figura 4.25 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T600, después de haber sido sometido a 1000 ciclos en la MEFT.....	110
Figura 4.26 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T600, después de haber sido sometido a 2000 ciclos en la MEFT .....	111
Figura 4.27 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T650, después de haber sido sometido a 500 ciclos en la MEFT.....	112
Figura 4.28 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T650, después de haber sido sometido a 1000 ciclos en la MEFT .....	113
Figura 4.29 Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T650, después de haber sido sometido a 2000 ciclos en la MEFT .....	114
Figura 4.30 Porcentaje de área superficial agrietada y no agrietada, evaluado a 500 y 2000 ciclos .....	115
Figura 4.31 Metalografías de la superficie expuesta a fatiga térmica, evaluación realizada a 500 y 2000 ciclos .....	116
Figura 4.32 Distribución de las longitudes de grieta obtenidas en función del número de ciclos aplicados en la MEFT: a) 500 ciclos; b) 2000 ciclos .....	119
Figura 4.33 Parámetros de agrietamiento transversal: a) Número Total de Grietas; b) Promedio de longitud de grieta, evaluado en 500 y	

2000 ciclos .....	120
Figura 4.34 Grietas transversales de mayor longitud: a) 500 ciclos; b) 1000 ciclos .....	121
Figura 4.35 Parámetros de agrietamiento transversal: a) Densidad de grietas; b) Número de grietas por longitud, evaluado en 500 y 2000 ciclos .....	122
Figura 4.36 Metalografía de grietas características encontradas en el área transversal para cada una de las condiciones evaluadas .....	123
Figura 4.37 Metalografía de grietas transversales de mayor longitud, 500 ciclos .....	124
Figura 4.38 Metalografía de grietas transversales de mayor longitud, 1000 ciclos .....	125
Figura 4.39 Metalografía de grietas transversales de mayor longitud, 2000 ciclos .....	126
Figura 4.40 Perfil de durezas en sección transversal de las probetas de fatiga térmica: a) T550, b) T600 y c) T650 .....	127
Figura 4.41 Comparación de perfiles de durezas en sección transversal de las probetas de fatiga térmica: a) 500 ciclos, b) 2000 ciclos .....	128

## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Parámetros de tratamiento térmico recomendados por el fabricante Uddeholm para el acero ORVAR® 2Microdized, equivalente al acero designación AISI H13 .....	33
Tabla 2.2 Parámetros de tratamiento térmico recomendados por el Manual de Tratamientos Térmicos de la ASM para el Acero AISI H13 .....	34
Tabla 2.3 Tratamiento térmico aplicado al acero AISI H21.....	36
Tabla 2.4 Tratamiento térmico aplicado al acero AISI H13 .....	39
Tabla 2.5 Parámetros de los ciclos térmicos .....	51
Tabla 3.1 Composición química del acero ORVAR® 2 Microdized del fabricante Uddeholm (% en peso) .....	58
Tabla 3.2 Condiciones de tratamiento térmico efectuado en todas las probetas .....	61
Tabla 3.3 Apariencia de fractura y porcentaje de fractura de corte.....	67
Tabla 3.4 Planos de difracción para las fases de ferrita y austenita .....	68
Tabla 3.5 Dispositivos que integran a la MEFT .....	72
Tabla 3.6 Parámetros operacionales establecidos para las probetas de fatiga térmica en la MEFT .....	76
Tabla 3.7 Matriz de experimentos en la MEFT .....	80
Tabla 3.8 Parámetros obtenidos mediante el análisis del agrietamiento en las probetas de fatiga térmica .....	83
Tabla 4.1 Valores de dureza promedio obtenidos en las muestras de control .....	88
Tabla 4.2 Temperaturas críticas de transformación de fase obtenidas en los especímenes de fatiga térmica de acero AISI H13.....	92
Tabla 4.3 Propiedades Mecánicas obtenidas del ensayo de tensión en probetas del acero AISI H13 .....	99
Tabla 4.4 Rugosidad promedio (Ra) en especímenes de fatiga térmica .....	101

Tabla 4.5 Parámetros obtenidos mediante el análisis de las secciones transversales de los especímenes de fatiga térmica expuestos a ciclos térmicos .....	118
Tabla 4.6 Resumen de resultados obtenidos previo al ensayo de fatiga térmica .....	129
Tabla 4.7 Resumen de resultados obtenidos posterior al ensayo de fatiga térmica .....	130

## RESUMEN

El presente trabajo de investigación contribuye a generar un mayor entendimiento sobre la influencia que presenta el tratamiento térmico, en particular la temperatura de revenido, sobre la resistencia al agrietamiento de fatiga térmica en un acero AISI H13. En la investigación fueron evaluadas tres diferentes condiciones de temperatura de revenido a 550°C, 600°C, y 650°C. Bajo las cuales se obtuvieron distintas combinaciones de propiedades mecánicas y microestructuras iniciales. La caracterización inicial fue realizada mediante metalografías, durezas, ensayos de tensión, ensayos de tenacidad, rugosidades y difracción de rayos X. Posteriormente, se evaluó el desempeño de cada una de las condiciones de revenido mediante una máquina de ensayos de fatiga térmica. Se efectuaron ciclos de calentamiento por inducción y enfriamiento por aspersion de agua obteniendo una temperatura superficial máxima de 600°C y una mínima de 80°C, con la finalidad de originar un estado de esfuerzos térmicos y, consecuentemente, agrietamiento por fatiga térmica. El número de ciclos térmicos aplicados y evaluados fue de 500, 1000 y 2000 ciclos totales. La caracterización posterior al ensayo de fatiga térmica fue realizada en términos de agrietamiento superficial y transversal, además de evaluarse la pérdida de dureza superficial posterior al ensayo. Los resultados obtenidos demostraron que la metodología utilizada es un medio eficaz para la realización de pruebas de comparación entre diferentes condiciones de tratamiento térmico. Además, para 500 ciclos y 2000 ciclos el tratamiento térmico de revenido a 600 °C demostró ser la condición óptima del material AISI H13 para la resistencia al agrietamiento producto de fatiga térmica

**Palabras Clave:** Acero H13, agrietamiento fatiga térmica, ensayo fatiga térmica, tratamiento térmico H13, temperatura de revenido H13.

# CAPÍTULO 1

## INTRODUCCION

### Introducción

Desde 1830, se ha reconocido que un metal sometido a un esfuerzo repetitivo o fluctuante fallará a un esfuerzo mucho menor que el requerido para ocasionar fractura en una sola aplicación de carga [1]. En base a este conocimiento, el término “Fatiga” fue introducido en los años de 1840's y 1850's para describir las fallas ocurridas a consecuencia de esfuerzos repetitivos. Desde entonces, este término se ha utilizado para describir la fractura resultante de esfuerzos repetitivos [2, 25].

A principios de 1950 se comenzaron a realizar investigaciones sistemáticas sobre la naturaleza de la fatiga térmica. La necesidad surge principalmente de las fallas producidas por el continuo incremento de las temperaturas de trabajo empleadas en la industria y en el transporte aéreo, con la subsecuente necesidad de mejorar la eficiencia y confiabilidad [3].

La fatiga térmica es un factor limitante de vida en una gran cantidad de aplicaciones importantes tales como: turbomaquinarias, en particular alabes de turbinas; pistones y cámaras de escape, en el ramo automotriz; intercambiadores de calor y reactores, en la industria nuclear [13, 44]. Actualmente la fatiga térmica constituye el principal mecanismo de falla en los herramientas para trabajo en caliente de los procesos de laminación, forjado, fundición por inyección, entre otros [1-13, 19-23, 25, 27, 28, 31].

La presente investigación se centró en determinar la influencia del tratamiento térmico de un acero herramental para trabajo en caliente, AISI H13, sobre la resistencia al agrietamiento producido por la exposición a la fatiga térmica. Se caracterizaron tres diferentes tratamientos térmicos para el acero AISI H13, los cuales fueron sometidos a diferentes temperaturas de revenido para obtener distintas propiedades mecánicas del material.

Posteriormente, se efectuaron una cantidad incremental de ciclos de enfriamiento y calentamiento utilizando una máquina de ensayos de fatiga térmica (MEFT) [32], con la finalidad de exponer el material a fatiga térmica dentro de un ambiente controlado de laboratorio. Para finalizar, se realizó una caracterización del agrietamiento superficial y transversal de las diferentes condiciones de revenido para valorar y determinar que condición presenta la mejor característica de resistencia a fatiga térmica.

## 1.1 Descripción del Problema

El desecho, reemplazo y reacondicionamiento de los herramientas para trabajo en caliente constituye un factor significativo en los costos totales de producción de los procesos de forjado y fundición por inyección. En el proceso de forja caliente el costo de los herramientas puede ser hasta un 15% del costo total de producción de las piezas forjadas [2, 5, 7, 8, 10-12, 19, 20, 23-25].

Ante este panorama, la investigación de la fatiga térmica ha despertado un gran interés para el sector industrial, principalmente en compañías especializadas en procesos de forjado y fundición por inyección, dado que las características de alta resistencia mecánica son inversamente proporcionales a las de tenacidad. Debido a lo anterior, se requiere que los materiales empleados en los herramientas posean un balance de alta resistencia, alta tenacidad, alta ductilidad, alta resistencia al revenido, entre otras propiedades, mediante las cuales se busca proteger a los herramientas de los principales mecanismos que limitan su vida útil tales como: erosión, desgaste y fatiga térmica [6-8, 11, 12, 17, 19-21, 23, 24, 27, 29, 31].

Debido a lo anterior resulta de vital importancia la elección del tratamiento térmico correcto, que brinde al acero herramental las propiedades mecánicas adecuadas. Además de que proporcione al material la calidad y eficiencia operativa mediante las cuales pueda resistir de manera óptima el agrietamiento producido por la fatiga térmica.

## 1.2 Planteamiento del Problema

La elección de la temperatura de revenido de los aceros herramientas para trabajo en caliente, en este caso del AISI H13, es realizada en base a las propiedades mecánicas deseadas en el herramental y a la experiencia práctica del metalurgista. Sin embargo, no se cuenta con información específica que determine temperaturas de revenido óptimas para incrementar la resistencia al agrietamiento producido por la fatiga térmica y tener como resultado un incremento en la vida útil del herramental.

En este trabajo de investigación se seleccionará un rango estándar de tres temperaturas de revenido utilizadas para la operación de herramientas de trabajo en caliente AISI H13. Para el ensayo de fatiga térmica, la temperatura máxima que se alcanzará en los ciclos térmicos será la temperatura media de los ciclos de revenido a evaluar.

Mediante el planteamiento experimental mencionado anteriormente, será posible determinar la temperatura de revenido óptima en función de la temperatura máxima a la que sea expuesto el herramienta durante la operación. Al realizar la caracterización del agrietamiento superficial y transversal, posterior al ensayo de fatiga térmica, se podrá obtener como resultado una valoración de la eficacia de cada tratamiento térmico de revenido y se podrá seleccionar el óptimo para incrementar la resistencia al agrietamiento producido por la fatiga térmica.

### 1.3 Objetivos

*Objetivo General:*

Determinar la influencia del tratamiento térmico de un acero herramienta para trabajo en caliente AISI H13 sobre la resistencia al agrietamiento producido por la exposición del material a la fatiga térmica.

*Objetivos Específicos:*

1. Caracterizar y evaluar desde un enfoque de propiedades mecánicas tres diferentes tratamientos térmicos de revenido en el acero AISI H13.
2. Evaluar el desempeño de las tres condiciones de tratamiento térmico de revenido en el acero AISI H13, al ser expuesto a ciclos térmicos en la máquina de ensayos de fatiga térmica (MEFT).

3. Caracterizar el agrietamiento superficial y transversal de las probetas de fatiga térmica.
4. Determinar la condición de temperatura de revenido óptima que presenta la mejor resistencia al agrietamiento producido por la fatiga térmica.

## 1.4 Hipótesis

Para el acero herramental de trabajo en caliente AISI H13, existe una temperatura de revenido óptima en el tratamiento térmico, bajo la cual presentará una mayor resistencia al agrietamiento causado por la fatiga térmica. Dicha temperatura está correlacionada a la temperatura máxima de operación a la que está expuesto el herramental.

## 1.5 Justificación

Como se mencionó anteriormente, la selección eficaz del tratamiento térmico en el acero herramental para trabajo en caliente AISI H13, juega un rol crítico para incrementar la resistencia al agrietamiento producido por la fatiga térmica. Actualmente, el estado del arte presenta poca información sobre estudios realizados en máquinas de ensayos de fatiga térmica, con el objetivo de comparar diferentes temperaturas de revenido en el acero AISI H13.

Mediante el ensayo de fatiga térmica se pueden realizar estudios comparativos para las temperaturas de revenido. En base a esto, es factible realizar una valoración de las diferentes temperaturas de revenido mediante una caracterización de agrietamiento superficial y transversal (posterior al ensayo). De esta manera se podrá determinar la condición que presenta el

mejor desempeño en cuanto a resistencia a la fatiga térmica. Como resultado, se podrá optimizar el desempeño del herramental, incrementar la vida útil y reducir los costos inherentes al mismo.

## 1.6 Metodología de Investigación

Para elaborar el trabajo de investigación se llevaron a cabo los siguientes pasos:

1. Obtención de la información necesaria sobre el problema de fatiga térmica enfocado en los herramientas de trabajo en caliente.
2. Revisión bibliográfica sobre el estado del arte en relación a ensayos de fatiga térmica y parámetros de tratamiento térmico para mejorar la resistencia al agrietamiento por fatiga térmica.
3. Determinación del parámetro a evaluar en tratamiento térmico.
4. Validación de los tratamientos térmicos a evaluar en fatiga térmica.
5. Realización del tratamiento térmico en probetas de ensayos mecánicos y de fatiga térmica.
6. Caracterización de las probetas previo al ensayo de fatiga térmica.
7. Realización del ensayo de fatiga térmica.
8. Caracterización de las probetas posterior al ensayo de fatiga térmica, en términos de agrietamiento superficial y transversal.
9. Análisis y discusión de los resultados encontrados.
10. Reporte de conclusiones obtenidas.

## 1.7 Estructura de la Tesis

La presente investigación está compuesta de 6 capítulos:

- El Capítulo 1 describe el problema y expone el tema de la tesis.
- En el Capítulo 2 se presentan los fundamentos teóricos de la presente investigación, así como la revisión bibliográfica de trabajos relacionados.
- El Capítulo 3 se concentra en la descripción del procedimiento experimental realizado durante la investigación.
- En el Capítulo 4 se presentan los diversos resultados encontrados a través del procedimiento experimental.
- En el Capítulo 5 se realiza el análisis y discusión de los resultados obtenidos.
- En el Capítulo 6 se presentan las conclusiones obtenidas del trabajo de investigación.

# CAPÍTULO 2

## MARCO TEÓRICO

### 2.1 Fatiga Térmica

La fatiga térmica se define como un fenómeno complejo ocasionado por un incremento de daño acumulativo y progresivo al material, producto de la exposición del mismo a variaciones cíclicas de temperatura en la presencia o ausencia de cargas externas [3, 4, 8, 24, 31]. Los esfuerzos térmicos son originados cuando la expansión o contracción producida por el calentamiento o enfriamiento de un componente o estructura es impedido o restringido [4, 6-10, 13, 14, 24, 25, 31].

Es decir, si un cuerpo sólido es expuesto a un medio con una diferencia de temperatura considerable, la temperatura a través de su sección cambia repentinamente y de manera no uniforme, como consecuencia se originan gradientes térmicos. Las diversas partes del cuerpo tienden a expandirse o contraerse en proporciones diferentes, pero cada parte es restringida en cierto

grado por la región vecina. Esto conduce a un sistema de deformaciones transitorias y esfuerzos asociados comúnmente conocido como choque térmico [10,14].

Los esfuerzos se originan debido a diferencias de temperatura dentro del cuerpo, pero también pueden desarrollarse en la ausencia de gradientes de temperatura. Por ejemplo, la expansión libre de un cilindro hueco calentado uniformemente puede ser evitada por restricciones externas, provocando esfuerzos de compresión [14]. En base a lo mencionado anteriormente, se puede apreciar que el mecanismo de falla por fatiga térmica puede ser producido por esfuerzos térmicos fluctuantes bajo condiciones donde no se producen esfuerzos por causas mecánicas [1].

El efecto acumulativo de los esfuerzos térmicos repetitivos puede ocasionar distorsión excesiva o agrietamiento por fatiga térmica. La vida del material termina cuando el cambio de forma debido a la distorsión es más de lo que puede ser tolerado o cuando las grietas de fatiga se han propagado a un tamaño crítico [1, 5, 6, 8, 10, 14]. Esto puede provocar que el tiempo de vida del material sea mucho menor a lo que se tenía contemplado en el diseño, volviéndose de esta forma la fatiga térmica un tema de vital importancia en el ámbito industrial [14, 26, 31].

## 2.2 Deformaciones y esfuerzos térmicos

Las deformaciones y esfuerzos en un cuerpo sólido sujeto a choque térmico son determinadas por la distribución de temperatura. Como se puede observar en la Figura 2.1 a), durante un calentamiento rápido, la temperatura de las capas superficiales se incrementa aceleradamente, mientras que la temperatura promedio del cuerpo se incrementa lentamente. De forma inversa, la Figura 2.1

b) muestra que, durante un enfriamiento rápido, la temperatura superficial ( $T_s$ ) disminuye aceleradamente y la temperatura promedio ( $T_{AV}$ ) disminuye lentamente [14].

Durante cada choque térmico, la diferencia entre las temperaturas superficial y promedio es una medida del gradiente térmico experimentado en la superficie. El valor de ( $T_s - T_{AV}$ ) se incrementa rápidamente a un máximo y disminuye con el tiempo, como se muestra en las Figuras 2.1 a) y b) [14].

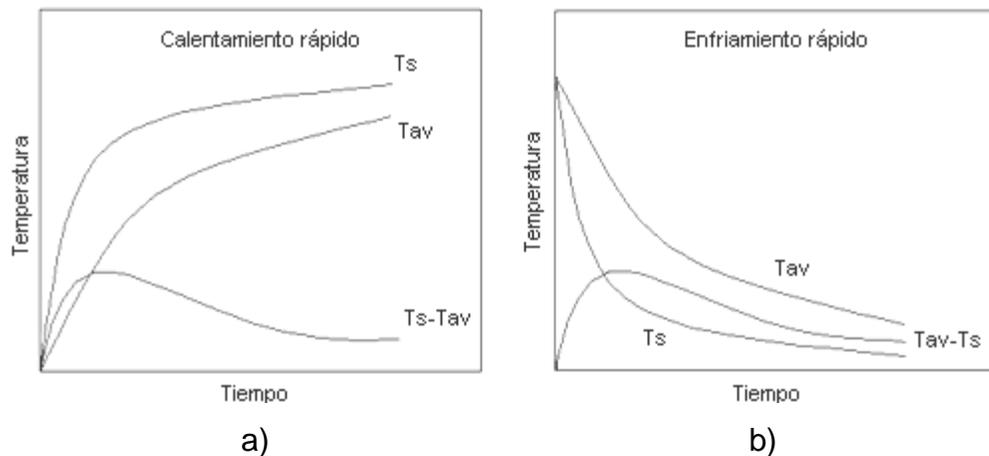


Figura 2.1. Distribución de temperaturas: a) calentamiento rápido; b) enfriamiento rápido [14].

Durante un calentamiento rápido las capas superficiales tratan de expandirse más rápido que las capas interiores, las cuales no están expuestas al calentamiento acelerado. Sin embargo, la expansión es impedida por la gran cantidad de masa del interior y el resultado son deformaciones superficiales compresivas. De manera inversa, en el enfriamiento rápido, las capas superficiales tratan de contraerse, pero son restringidas por las capas interiores, produciendo deformaciones tensiles. Estos estados alternados de tensión-compresión eventualmente conducirán al agrietamiento por fatiga térmica [14, 45].

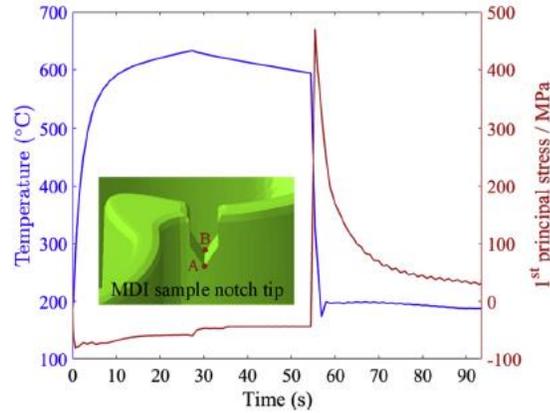


Figura 2.2. Estado de esfuerzos calculado por modelo de elemento finito en una muestra de AISI H13 sometida a ciclos de calentamiento y enfriamiento [45].

La deformación térmica se define como el producto de la diferencia entre la temperatura superficial y la temperatura promedio y el coeficiente de expansión térmica del material sobre el rango de temperatura evaluado de  $T_S$  a  $T_{AV}$  [14, 25], como se muestra en la ecuación 2.1; donde  $T_S$  es la temperatura superficial,  $T_{AV}$  es la temperatura promedio del material y  $\alpha$  es el coeficiente de expansión térmica.

$$\varepsilon_T = \alpha(T_{AV} - T_S) \quad [2.1]$$

El valor del coeficiente de expansión térmica sobre el rango de temperaturas es expresado según la ecuación 2.2 [14]:

$$\alpha = \frac{1}{T_{AV} - T_S} \int_{T_S}^{T_{AV}} \alpha(T) dT \quad [2.2]$$

## 2.3 Acero Grado Herramienta para Trabajo en Caliente

Los aceros grado herramienta para trabajo en caliente son clasificados de acuerdo al grado del elemento aleante principal: cromo (H10-H19), tungsteno (H21-H26) o molibdeno (H42-H43). Estos aceros son aleados con contenidos de carbono medio o bajo (0.35-0.45%) para promover tenacidad y con adiciones de elementos formadores de carburos tales como cromo, tungsteno, molibdeno y vanadio para promover la resistencia al revenido y dureza en caliente. Los elementos formadores de carburos son distribuidos en la microestructura endurecida y revenida como: (1) carburos retenidos de aleación primaria después del endurecimiento, (2) precipitados finos de carburos de aleación durante el revenido y (3) como elementos de aleación en la estructura martensítica revenida [19].

En los aceros para herramienta se han identificado varios tipos de carburos de aleación con diferentes características,  $M_3C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_2C$  y  $MC$ , donde la M representa el contenido de metal del carburo. El tipo de carburo y la fracción de volumen dependen del nivel para formar carburos del elemento aleante, el contenido de carbono y el tratamiento térmico. Un incremento en el contenido del elemento aleante (formador de carburos) y el nivel de carbono, se asocia con una mayor fracción de carburos de aleación, y por lo tanto una mayor dureza y resistencia a la erosión del acero para herramienta. Además, una mayor dureza del carburo también contribuye a una mayor dureza y resistencia al desgaste del acero para herramienta.

Sin embargo, una cantidad elevada de carburos en la microestructura es asociada con una disminución en la tenacidad de los aceros para herramienta. La alta resistencia al revenido y la dureza en caliente de los aceros herramientales se debe a la estabilidad en la microestructura de los carburos de aleación expuestos a alta temperatura [19].

### 2.3.1 Acero AISI H13

Las propiedades esenciales de los aceros para herramienta en aplicaciones de forja y fundición por inyección son: altos niveles de resistencia en caliente, resistencia al revenido, resistencia a la termofluencia, ductilidad, tenacidad, resistencia a la oxidación, y a su vez un bajo coeficiente de expansión térmica y una alta conductividad térmica [12, 19, 21, 24, 29]. Los aceros herramienta para trabajo en caliente ofrecen una amplia gama de opciones que proveen muchas de las propiedades requeridas.

Debido a lo anterior, los dados para los procesos de forja y fundición por inyección de aleaciones de aluminio y cobre, frecuentemente son fabricados de aceros herramienta cromo y tungsteno para trabajo en caliente, tales como, AISI H11, H13, H21 o H22. Dichos aceros son utilizados en la condición de templado y revenido, a menudo con un rango de dureza entre 36 – 51 HRC, dependiendo del componente y grado del acero [19, 20].

En particular el acero H13 es un acero alto en cromo, el cual es utilizado ampliamente para dados de trabajo en caliente en virtud de su alta templabilidad, alta resistencia, alta tenacidad y alta resistencia a la fatiga térmica [6, 11, 18].

El acero ORVAR<sup>®</sup>2 Microdized del fabricante Uddeholm, es el equivalente al acero designación AISI H13 (UNS T20813). Es un acero con aleación de cromo-molibdeno-vanadio caracterizado por (a) buena resistencia a la abrasión en temperaturas altas y bajas, (b) alta tenacidad y ductilidad, (c) nivel alto de maquinabilidad y pulido, (d) buena resistencia a altas temperaturas y a fatiga térmica, (e) excelentes propiedades de profundidad de temple y (f) distorsiones muy limitadas durante el temple [16].

El tratamiento térmico aplicado al acero AISI H13 debe de realizarse de una manera cuidadosa, ya que mediante éste se le brinda al acero las propiedades y características bajo las cuales desempeñara sus funciones. En la Tabla 2.1 y en la Tabla 2.2 se muestran los parámetros del tratamiento térmico recomendados por el fabricante Uddeholm y por el Manual de Tratamientos Térmicos de la ASM, respectivamente, para este tipo de acero.

Tabla 2.1. Parámetros de tratamiento térmico recomendados por el fabricante Uddeholm para el acero ORVAR® 2Microdized, equivalente al acero designación AISI H13 [16].

<b>Austenizado</b>	- Temperatura de precalentamiento: 600–850 °C - Temperatura de austenizado: 980–1030 °C (normalmente 1020 °C)								
	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Temperatura</th> <th>Homogeneización de temperatura*</th> <th>Dureza antes del revenido</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>1000 °C</td> <td>45 min</td> <td>51±3 HRC</td> </tr> <tr> <td>1020 °C</td> <td>30 min</td> <td>53±3 HRC</td> </tr> </tbody> </table> <p>*Tiempo de homogeneización de temperatura = tiempo necesario a la temperatura de temple, hasta que la herramienta este calentada de manera uniforme. Durante el temple, proteger la pieza contra decarburación y oxidación.</p>	Temperatura	Homogeneización de temperatura*	Dureza antes del revenido	1000 °C	45 min	51±3 HRC	1020 °C	30 min
Temperatura	Homogeneización de temperatura*	Dureza antes del revenido							
1000 °C	45 min	51±3 HRC							
1020 °C	30 min	53±3 HRC							
<b>Métodos de enfriamiento</b>	- Aire circulante. - Gas a presión en horno de vacío. - Baño de martemple o lecho fluidizado a 200 °C ó 450–550 °C durante 1–100 minutos, enfriado luego en el aire. - Aceite.								
	- La herramienta se debe revenir tan pronto como su temperatura llegue a 50-70 °C. - Revenir dos veces con enfriamiento intermedio a temperatura ambiente.								

<b>Revenido</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Mínima temperatura de revenido 180 °C.</li> <li>- Tiempo mínimo de mantenimiento a temperatura, 2 horas. No revenir entre 425–550 °C.</li> <li>- Normalmente no se recomienda revenir entre 425–550 °C debido a que se reducen las propiedades de tenacidad.</li> </ul>
-----------------	--

Tabla 2.2. Parámetros de tratamiento térmico recomendados por el Manual de Tratamientos Térmicos de la ASM para el Acero AISI H13 [30].

<b>Acero AISI H13</b>	
Temperatura de precalentamiento	815 °C
Temperatura de austenizado ( $T_A$ )	995-1040 °C
Tiempo de permanencia a $T_A$	15-40 min
Medio de enfriamiento	Aire
Temperatura de revenido ( $T_{REV}$ )	540-650 °C

## 2.4 Factores gobernantes del comportamiento a la fatiga térmica

### 2.4.1 Tratamiento Térmico

De acuerdo a diversos estudios de ensayos de fatiga térmica en aceros herramienta para trabajo en caliente, se muestra que los parámetros del tratamiento térmico tienen un importante efecto sobre la fatiga térmica [17, 18].

La Figura 2.3 muestra los parámetros principales para la definición del tratamiento térmico.

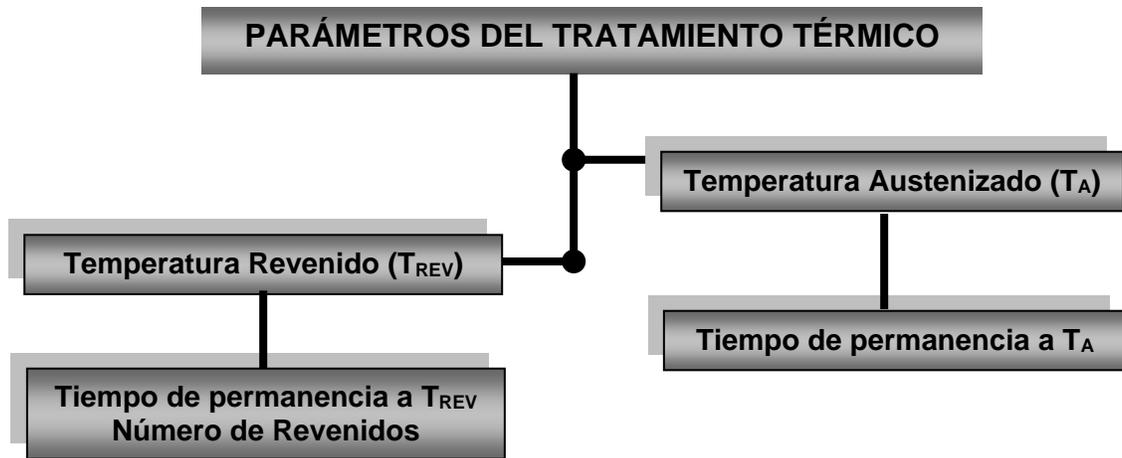


Figura 2.3. Principales parámetros a definir del tratamiento térmico.

No existe una unificación en cuanto al parámetro del tratamiento térmico de mayor relevancia. De acuerdo a [18] la temperatura del revenido es el factor primordial del tratamiento térmico, el cual le confiere al acero una mayor resistencia a la fatiga térmica, mientras que para [29] le atribuye una mayor importancia a la temperatura de austenizado.

#### 2.4.1.1 Temperatura de Austenizado

Algunos estudios han mostrado que al incrementar la temperatura de austenizado se mejora la resistencia a altas temperaturas, la tenacidad a la fractura y la resistencia a la fatiga térmica del acero herramienta AISI H21 [6].

Con la finalidad de observar el efecto de la temperatura de austenizado, se seleccionó en [6] el límite superior de 1150 °C de la temperatura de austenizado convencional (1130 °C - 1150 °C) y 1200 °C de la temperatura óptima de austenizado, ambas recomendadas en la literatura [6].

Tabla 2.3. Tratamiento térmico aplicado al acero AISI H21 [6].

Acero AISI H21	
Austenizado	Revenido
1150 °C	600 °C
1200 °C	600 °C

Los resultados obtenidos en [6] se observan en la Figura 2.4. Si se incrementa la temperatura de austenizado de 1150 °C a 1200 °C, en el acero H21, también se incrementará la temperatura crítica para la iniciación de grietas por fatiga térmica, utilizando en ambos casos la misma temperatura de revenido de 600 °C [6].

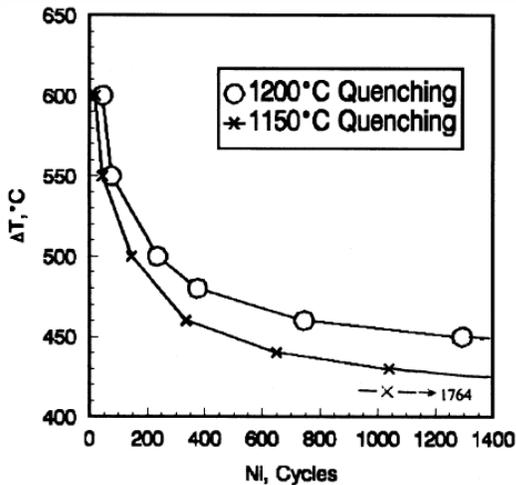


Figura 2.4. Curvas de vida a la iniciación de grietas de fatiga térmica del acero AISI H21 sometido a diferentes temperaturas de austenizado [6].

De acuerdo a [6], estudios alternos muestran que al templar a 1050 °C el acero AISI H13, se puede obtener una óptima tenacidad y resistencia a la fatiga térmica. Cuando la temperatura de austenizado se incrementa, los granos austeníticos incrementan su tamaño. En [6], 1050 °C fue la temperatura elegida para el austenizado del AISI H13. Una alta temperatura de austenización, por ejemplo, para un molde herramental, tiene un efecto positivo sobre el límite de

elasticidad y la resistencia al revenido, lo que reduce la posible tendencia a la fatiga térmica. A su vez, una alta temperatura de austenización aporta un riesgo en el incremento del tamaño de grano, lo cual puede reducir la tenacidad y ductilidad.

En la Figura 2.5 a) se puede observar el aumento en el tamaño de grano para el acero DIEVAR® del fabricante Uddeholm [29], conforme incrementa la temperatura de austenizado.

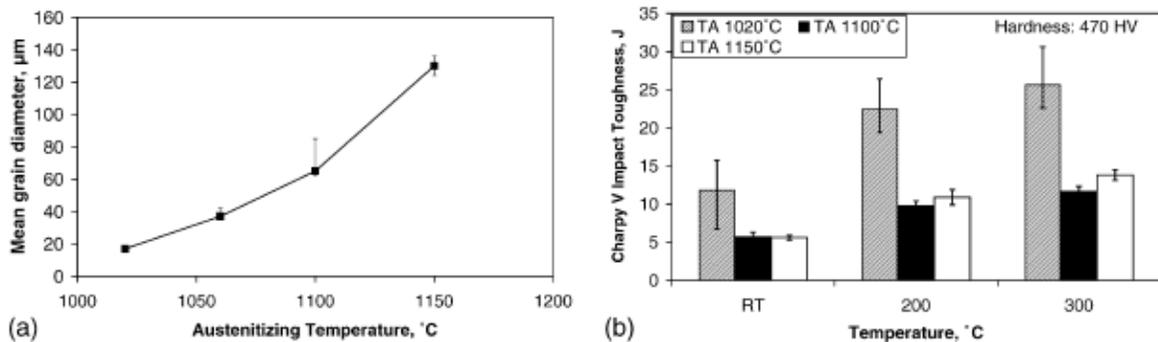


Figura 2.5. a) Diámetro promedio de grano austenítico del acero DIEVAR® al ser sometido a diferentes temperaturas de austenizado; b) Tenacidad al impacto Charpy ensayada a diferentes temperaturas sobre probetas con diferentes temperaturas de austenizado [29].

Variaciones en la temperatura de austenizado también afectan la tenacidad al impacto [7, 29]. En la Figura 2.5 b) se puede observar que los ensayos de tenacidad al impacto mostraron que existe una diferencia significativa entre las diferentes condiciones de los tratamientos térmicos, donde la condición de  $T_A = 1020^\circ\text{C}$  demostró la mayor tenacidad al impacto [29].

Las pruebas de fatiga térmica realizadas por [29] en ciclos de  $T_{\text{Max}} = 700^\circ\text{C}$  demostraron que posterior a  $10^4$  ciclos térmicos, la condición de  $T_A = 1100^\circ\text{C}$  resultó en una combinación de menor longitud de grieta (promedio de las 15

grietas mayores, máxima longitud de grieta) y una menor densidad de grietas, como se observa en la Figura 2.6 a) y b), respectivamente.

Se concluye también que la longitud de grieta promedio aumenta conforme el número de ciclos térmicos se incrementa [29]; y se observó una gran diferencia en el crecimiento de grieta entre las diferentes condiciones. En las Figuras 2.7 a) y b), se puede observar que el crecimiento de grieta más lento lo tiene la condición de  $T_A = 1100\text{ °C}$  [29].

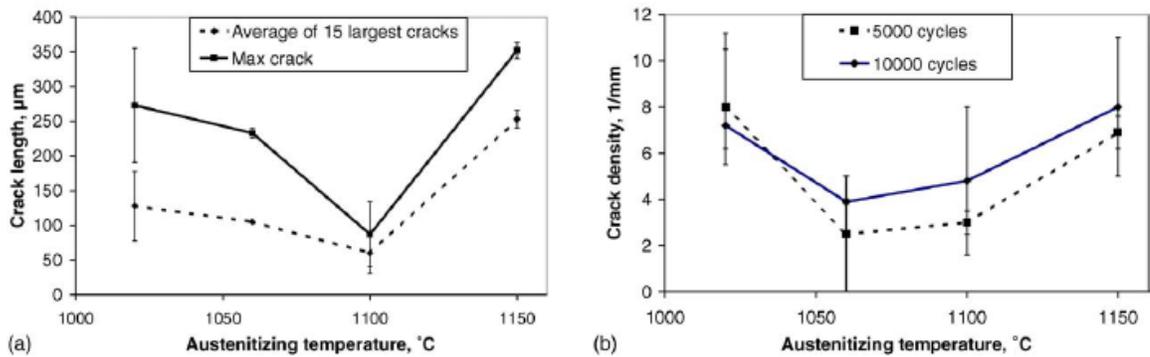


Figura 2.6. DIEVAR<sup>®</sup> a cuatro diferentes condiciones de austenizado,  $T_{\text{Max}} = 700\text{ °C}$  después de  $10^4$  ciclos, a) Promedio de las 15 grietas mayores y máxima longitud de grieta; b) Densidad de grietas [29].

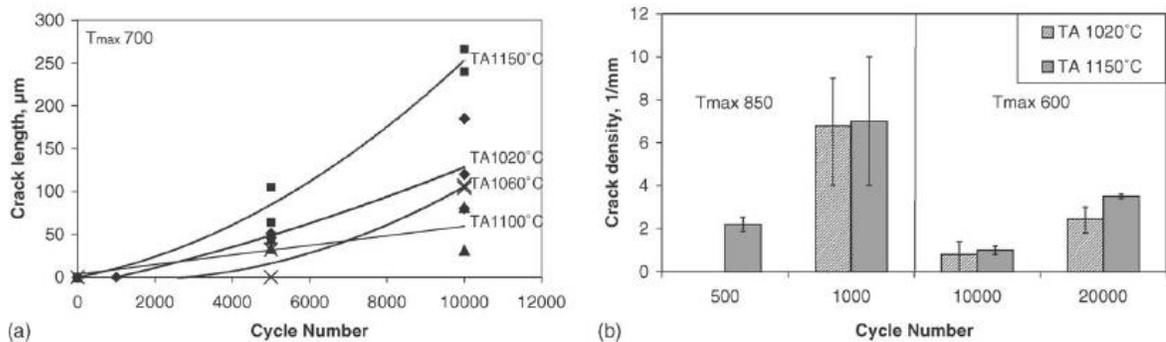


Figura 2.7. a) Longitud promedio de grieta, de las grietas mayores, conforme se incrementa el número de ciclos,  $T_{\text{Max}} = 700\text{ °C}$ . DIEVAR<sup>®</sup> en cuatro condiciones de austenizado. b) Densidad de grieta conforme se incrementa el número de ciclos a  $T_{\text{Max}} = 600\text{ °C}$  y  $850\text{ °C}$  en la condición de  $T_A = 1020$  y  $1150\text{ °C}$  [29].

#### 2.4.1.2 Temperatura de Revenido

En la mayoría de los casos, la elección de la temperatura de revenido es determinada por la experiencia. Sin embargo, de acuerdo a [15], existen algunos criterios y los siguientes factores deben ser considerados: (a) dureza, (b) tenacidad y (c) cambios dimensionales.

En los aceros grado herramienta para trabajo en caliente, por lo general si se requiere una dureza más baja, se necesita una temperatura más alta de revenido. Se debe tomar en cuenta que una reducción de dureza no conlleva siempre un aumento de tenacidad [15].

En [17], se indica que una dureza alta tiene un efecto positivo sobre la fatiga térmica, aunque no es recomendable una dureza que exceda de 50 HRC para fundición inyectada de aluminio, y de forma similar que no exceda de 46 HRC para fundición inyectada de latón. El riesgo de grietas y fractura total del herramental aumenta con una mayor dureza.

El acero AISI H13 es un acero herramienta para trabajo en caliente de endurecimiento secundario. El valor más alto de dureza del endurecimiento secundario siempre corresponde al valor más bajo de tenacidad. El valor más alto de dureza del acero AISI H13 se presenta alrededor de 500 °C [6]. Por consiguiente, para el acero AISI H13 se eligieron en [6] las temperaturas de revenido de 560 °C y 600 °C, como se muestra en la Tabla 2.4.

Tabla 2.4. Tratamiento térmico aplicado al acero AISI H13 [6].

<b>Acero AISI H13</b>	
Austenizado	Revenido
1050 °C	560 °C
1050 °C	600 °C

En la Figura 2.8, se observa que el acero AISI H13 para la condición de temperatura de austenizado de 1050 °C, la temperatura crítica para la iniciación de grietas se incrementará de 436 a 476 °C si la temperatura de revenido aumenta de 560 a 600 °C. Por lo tanto, la resistencia a la fatiga térmica será mayor [6].

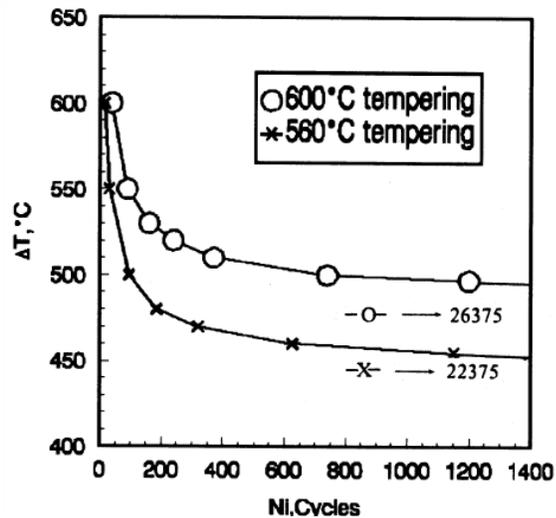


Figura 2.8. Curvas de vida a la iniciación de grietas de fatiga térmica del acero AISI H13 [6].

Las grietas de fatiga térmica se propagan rápidamente cuando la temperatura del ciclo térmico es mayor que la temperatura de revenido. Por el contrario, cuando la temperatura del ciclo térmico es menor que la temperatura de revenido las grietas producidas por la fatiga térmica se desarrollan más lentamente. Por lo tanto, la temperatura de revenido de los dados de forja en caliente deberá ser mayor que las temperaturas de trabajo [7, 29, 42].

En [18] se resalta la importancia de los parámetros del tratamiento térmico sobre la fatiga térmica, en especial el efecto de la temperatura de revenido. En dicha investigación se encontró que independientemente de la temperatura de austenizado, ambos aceros estudiados 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 y

X40CrMoV5-1, al ser sometidos a 5000 ciclos térmicos y una temperatura superficial máxima de 600 °C exhibieron las menores profundidades de grieta mediante un revenido a una temperatura de 600 °C.

Como se muestra en las Figuras 2.9 a) y b), para los aceros 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 y X40CrMoV5-1 respectivamente, el incrementar la temperatura de revenido en el rango de 510 °C – 600 °C ocasiona la disminución de los valores de profundidad de grieta; pero al exceder 600 °C, la profundidad de las grietas comienza a incrementarse [18].

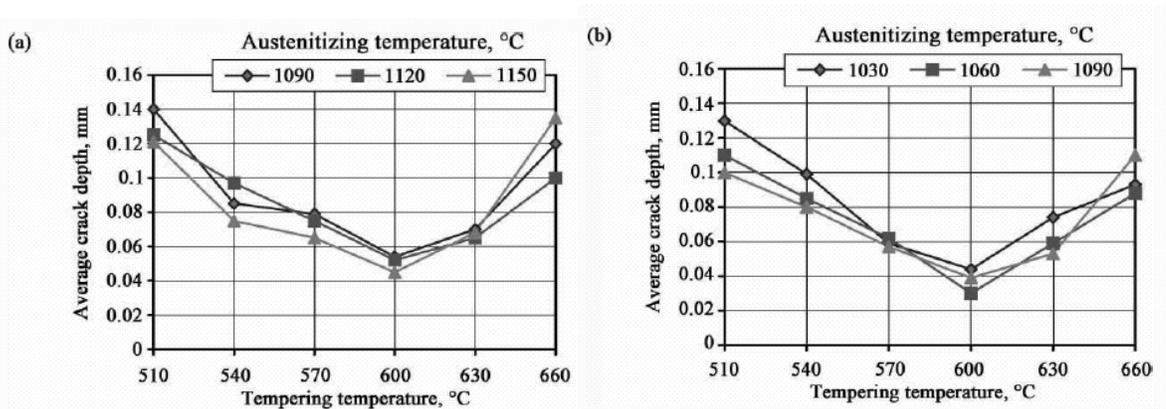


Figura 2.9. Efecto de la temperatura de revenido sobre la profundidad promedio de grieta de los aceros: a) 47CrMoWVTiCeZr16-26-8; b) X40CrMoV5-1 [18].

En la Figura 2.10, se encontró que, para el acero DIEVAR®, la resistencia al revenido, a  $T_{REV} = 600$  °C, era la menor para la condición de  $T_A = 1020$  °C y la mayor para la condición de  $T_A = 1100$  °C [29].

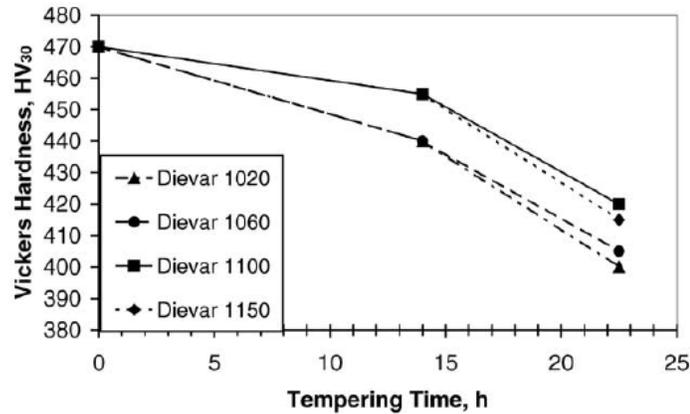


Figura 2.10. Gráfico de resistencia al revenido, pérdida de dureza conforme se incrementa el tiempo de exposición a la temperatura de revenido. DIEVAR® a  $T_{REV} = 600^{\circ}\text{C}$ , bajo cuatro diferentes temperaturas de austenizado [29].

En [7], al someter el acero 4Cr2NiMoV a diferentes condiciones de tratamiento térmico, se encontró que presenta diferentes resistencias a la nucleación de grietas por fatiga térmica (NGFT). La resistencia a la NGFT de un espécimen después de realizar un templado a  $910^{\circ}\text{C}$  y un revenido a  $580^{\circ}\text{C}$  es mayor que la de un templado y un revenido a  $960^{\circ}\text{C}$  y  $610^{\circ}\text{C}$ , respectivamente. Se establece que se deben realizar más estudios para determinar si al incrementar las temperaturas de templado y revenido ocasiona que la resistencia a la NGFT disminuya.

En diversos estudios realizados, se ha encontrado que cuando se somete un acero herramienta a ciclos térmicos con temperaturas superiores a las de la temperatura de revenido aplicada, se provocará una disminución en la dureza superficial [5, 10-12, 19-24, 27, 29, 31]. Esta disminución en dureza superficial se observa en los resultados obtenidos por [20]. En la Figura 2.11 a) se aprecia como la disminución en dureza bajo ciclos de  $T_{max} = 600^{\circ}\text{C}$  es despreciable, sin embargo, a una  $T_{max} = 700^{\circ}\text{C}$  el decremento en dureza superficial resulta evidente, como se observa en la Figura 2.11 b).

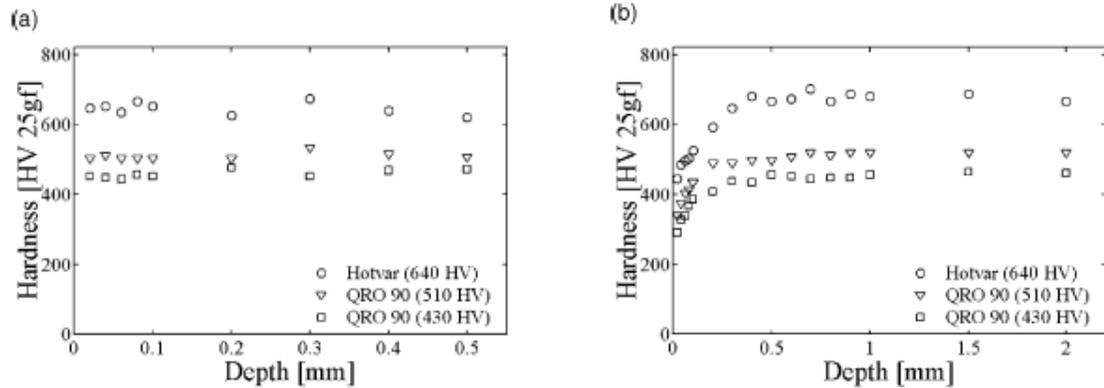


Figura 2.11. Perfiles de dureza contra profundidad, después de aplicarse ciclos térmicos. a) 20000 ciclos a  $T_{max} = 600\text{ °C}$ ; b) 10000 ciclos a  $T_{max} = 700\text{ °C}$  [20].

## 2.4.2 Propiedades Termofísicas del Material

### 2.4.2.1 Conductividad térmica

El incremento en la conductividad térmica del material resulta en menores gradientes térmicos y por consiguiente menores deformaciones térmicas en el cuerpo del mismo [14, 31].

### 2.4.2.2 Difusividad Térmica

No hay un criterio unificado en la literatura sobre si la conductividad térmica,  $K$ , o la difusividad térmica,  $\frac{K}{C_p}$ , es el parámetro relevante en el choque térmico. Se ha demostrado claramente que la conductividad térmica controla la magnitud de los gradientes térmicos, mientras que la difusividad térmica determina la tasa de desarrollo [14].

#### 2.4.2.3 Expansión Térmica

La importancia de las características de expansión térmica del material son muy claras, dado que las deformaciones térmicas son directamente proporcionales al valor de  $\alpha$ , como se observa en la ecuación 2.1 [14]. Debido a esto, el coeficiente de expansión térmica debe de ser bajo, para así tener pocas tensiones térmicas.

#### 2.4.2.4 Limite de elasticidad en caliente

El tener un límite de elasticidad en caliente alto resulta benéfico en cuanto a la resistencia a la fatiga térmica, ya que permitirá al material un determinado porcentaje de deformación elástica sin sufrir deformación permanente o fractura del mismo.

#### 2.4.2.5 Resistencia al revenido

Si el acero herramental se suaviza progresivamente durante su uso (es decir pierde dureza superficial), significa que, debido a la exposición a altas temperaturas, los daños por fatiga térmica se ven acelerados. En base a esto, es de gran importancia que el material cuente con una buena resistencia al revenido durante su exposición a altas temperaturas [17].

#### 2.4.3 Propiedades Mecánicas

El esfuerzo de cedencia, es decir el esfuerzo al cual se desarrolla una deformación permanente medible, el módulo de Young y las características de endurecimiento por deformación determinan las cantidades relativas de deformación elástica y plástica, y la magnitud de los esfuerzos térmicos verdaderos. La resistencia cohesiva, y la ductilidad, es decir la capacidad para

resistir flujo plástico repetido, gobiernan la resistencia del material a las deformaciones y esfuerzos térmicos [14].

Con la excepción del módulo de Young, estas propiedades mecánicas son sensibles a la estructura y pueden variar con la temperatura y la razón de cambio de temperatura, es decir la razón de deformación. A altas razones de deformación involucradas en choques térmicos repetitivos, la cedencia, la resistencia última a la tensión y, en algunas ocasiones, la ductilidad son mayores que a menores razones de deformación. Esto demuestra que el rango de temperatura es tal que las propiedades son dependientes del tiempo [14].

#### 2.4.3.1 Resistencia a la deformación

La pérdida de dureza asociada a la resistencia al revenido se ve acelerada por la carga mecánica, en un material expuesto tanto a temperaturas elevadas como a carga mecánica. Debido a lo anterior, resulta necesario que un buen material para herramientas cuente con suficiente resistencia a la acción conjunta de alta temperatura y carga mecánica, cuantificada mediante una alta resistencia a la deformación. Ha sido probado mediante ensayos, que las fisuras por fatiga térmica pueden ser también producidas por una temperatura constante y carga mecánica cíclica [17].

#### 2.4.3.2 Ductilidad

La ductilidad del material cuantifica la capacidad de resistencia a la deformación plástica sin que llegue a ocurrir la fractura. En el periodo inicial de los daños por fatiga térmica, la ductilidad domina el número de ciclos antes de que aparezcan las fisuras visibles en un límite concreto de elasticidad en caliente y en un ciclo de temperatura.

La ductilidad cuenta con una menor influencia en la fase de crecimiento y propagación de fisuras [17]. La ductilidad del material está fuertemente influenciada por la cantidad de inclusiones no metálicas y por las segregaciones, es decir la pureza y homogeneidad del acero. La pérdida de resistencia o ductilidad en la frontera de grano es a menudo la causa de la falla por fatiga térmica [14].

#### 2.4.3.3 Tenacidad

La tenacidad del material es la capacidad de resistir tensiones sin producir grietas en secciones agudas o en sitios desarrolladores de esfuerzos. La tenacidad de un herramental depende del material y de su tratamiento térmico. Debido a que las tensiones mecánicas y térmicas en un molde se encuentran repartidas en todas las direcciones, la tenacidad del herramental debe de considerarse también en todas las direcciones: longitudinal, transversal y vertical [17].

Debido a que ésta propiedad determina la facilidad con la que una grieta se propaga, se recomienda que el material tenga una alta tenacidad con el fin de retardar en el mayor grado la propagación de las grietas [29].

#### 2.4.4 Características Microestructurales

La microestructura es importante debido a que determina el nivel de resistencia y ductilidad del material, antes y durante la exposición a las condiciones de servicio. A su vez, la resistencia a factores secundarios, tales como la corrosión, es influenciada ya que puede nuclear o incrementar la razón de propagación de las grietas por fatiga térmica [14].

La exposición prolongada a variaciones de temperatura elevadas y esfuerzos repetitivos, como los que ocurren en los ciclos térmicos, naturalmente provocan cambios en la microestructura [3, 4, 31]. El grado en el que dichos cambios benefician o perjudican la resistencia a la fatiga depende del material, si originan un endurecimiento o un ablandamiento, y las condiciones a las cuales el material es utilizado. Analizando este panorama se infiere que el ciclo térmico puede producir una microestructura que sea susceptible en un mayor o menor grado a la iniciación de una grieta por fatiga [3, 4]. Debido a esto, la información y las conclusiones publicadas a menudo entran en conflicto unas con otras [3].

En algunos aceros inoxidable existe una tendencia de los carburos y la fase alfa ( $\alpha$ ) a precipitar en sitios intergranulares, formando una trayectoria de fácil crecimiento de una grieta. La formación de partículas grandes y discretas se considera menos dañino [3].

En [5] se presenta una investigación para determinar la influencia de la microestructura en la susceptibilidad al agrietamiento térmico en el acero herramienta AISI H13 en la condición de fundición contra forjado. Este estudio compara las condiciones anteriores del acero AISI H13 en términos de propiedades y microestructura. Se concluye que la mejor resistencia al agrietamiento térmico en el acero AISI H13 correspondía al material más limpio. Es decir, conforme el contenido de inclusiones disminuía, se encontró que la resistencia a la fatiga térmica se incrementaba [5].

Así mismo, se encontró en [5] y en [12] que el agrietamiento por fatiga térmica se iniciaba y propagaba en los defectos superficiales tales como picaduras de oxidación en inclusiones, carburos, fronteras de grano y regiones interdendríticas.

Se ha encontrado que los carburos primarios, si no se disuelven, son perjudiciales para las propiedades de impacto y tenacidad de los aceros herramienta AISI H13. La precipitación excesiva de carburos en la frontera de grano ha demostrado ser perjudicial para las propiedades mecánicas de este material, dicha precipitación excesiva puede ser evitada mediante un enfriamiento rápido durante el templado [5].

#### 2.4.4.1 Cambios Microestructurales en los Aceros Grado Herramienta para Trabajo en Caliente

##### 2.4.4.1.1 Acero herramental en estado recocado.

La microestructura en estado recocado blando del acero herramental consiste en una matriz blanda en la que los carburos están presentes. En los aceros al carbono, estos carburos consisten en carburos de hierro, mientras que en los aceros aleados existen carburos de cromo (Cr), tungsteno (W), molibdeno (Mo) o vanadio (V), dependiendo de la composición del material. Los carburos están compuestos de carbono y de los elementos de aleación mencionados anteriormente, los cuales se caracterizan por su alta dureza. Un contenido más alto de carbono brinda una mayor resistencia al desgaste [15].

En los aceros aleados es importante que los carburos se encuentren distribuidos de forma uniforme. Otros elementos de aleación son utilizados también en el acero para herramientas, como por ejemplo el cobalto (Co) y el níquel (Ni), pero estos no forman carburos. Por lo general, el cobalto es utilizado para mejorar la dureza en caliente en el acero rápido y el níquel para mejorar las propiedades durante el templado [15].

#### 2.4.4.1.2 Acero herramental templado.

Cuando se temple el acero, la matriz se convierte completamente en martensita, aunque alguna austenita queda siempre y a esta se le denomina “austenita retenida”. La cantidad aumenta con el incremento del contenido de aleación, temperatura de temple, y un tiempo de empape más prolongado [15]. Después del enfriamiento, el acero cuenta con una microestructura que consiste en martensita, austenita retenida y carburos [15].

#### 2.4.4.1.3 Acero herramental revenido.

La microestructura resultante del enfriamiento posterior al templado, contiene tensiones inherentes que causan fácilmente la fractura. Esto puede prevenirse mediante un revenido del acero a una cierta temperatura, reduciendo las tensiones y transformando la austenita retenida hasta el punto de que dependa de la temperatura del revenido [15]. Un revenido a baja temperatura solo afecta la martensita, mientras que un revenido a alta temperatura afecta también la austenita retenida [15].

Después de un revenido a alta temperatura, la microestructura consiste en martensita revenida, martensita de nueva formación, alguna austenita retenida y carburos. Los carburos precipitados en segundo lugar, de nueva formación, y la martensita de nueva formación pueden aumentar la dureza durante el revenido a alta temperatura [15].

### 2.4.5 Factores de Diseño

#### 2.4.5.1 Geometría del herramental

Es evidente que entre mayor sea el tamaño del componente sujeto a choque térmico, mayor será la restricción en la expansión o contracción de las capas

superficiales; por lo que menor será la resistencia a los choques térmicos repetidos. Se ha demostrado que, al incrementar el radio de cilindros sólidos sujetos a ciclos alternados de calentamiento rápido y enfriamiento rápido, la resistencia térmica disminuye [14].

El efecto de la forma es algunas veces menos predecible, pero no menos importante. La sección expuesta al choque térmico debe ser tan uniforme como sea posible y debe permitir la máxima libertad de movimiento permisible [14].

#### 2.4.5.2 Concentradores de esfuerzos y deformaciones

Las muescas, filos, entre otras discontinuidades, sirven en componentes restringidos o estructuras para concentrar las deformaciones térmicas de una manera similar al efecto que presentan en la fatiga mecánica. Se ha encontrado que la resistencia de un espécimen tubular sujeto a restricciones en sus extremos y a ciclos térmicos, se reduce considerablemente cuando un orificio radial es taladrado en su pared [14, 22, 24, 28].

#### 2.4.5.3 Condición Superficial

Se conoce que la resistencia a la fatiga térmica de los materiales utilizados en los herramientas es afectada en gran medida por la condición de la superficie, tal como esfuerzo residual, rugosidad y método de acabado [3, 11, 22, 25, 26]. Debido a lo anterior, es recomendable que para las etapas de maquinado de los herramientas primero se realice el maquinado burdo, posteriormente un relevado de esfuerzos y finalmente un maquinado a dimensiones finales (rectificado) con el cual se obtenga una superficie lo más fina posible.

#### 2.4.6 Medio Ambiente

El mecanismo de fatiga térmica del acero para herramientas de trabajo en caliente está relacionado en gran medida a la oxidación, humedad del aire, agua, otras sustancias agresivas, la cual acelera considerablemente la iniciación y propagación de grietas [3, 9, 12, 20, 25, 29].

Se ha observado que las grietas de fatiga térmica inician en las fronteras de grano oxidadas y en la interfase entre inclusión y matriz, y posteriormente se propagan a lo largo de las fronteras de grano oxidadas [5, 12]. Cabe destacar que dichas observaciones no significan necesariamente que la oxidación de las fronteras de grano es el mecanismo que controla el agrietamiento por fatiga térmica. Sin embargo, la oxidación de los defectos superficiales tiene una influencia en la severidad del agrietamiento por fatiga térmica [5, 13].

#### 2.4.7 Condiciones de Operación

Las temperaturas de los ciclos térmicos pueden ser consideradas en términos de cuatro parámetros, como se muestra en la Tabla 2.5. Cada parámetro se puede mantener constante mientras que los otros tres son modificadas. Si la temperatura  $T_{Max}$  se incrementa manteniendo constante  $T_{Min}$ , por consiguiente, el  $\Delta T$  y las deformaciones térmicas se incrementarán [14].

Tabla 2.5. Parámetros de los ciclos térmicos

$T_{Max}$	Temperatura máxima
$T_{Min}$	Temperatura mínima
$\Delta T = T_{Max} - T_{Min}$	Delta de temperatura
$T_{prom} = (T_{Max} + T_{Min}) / 2$	Temperatura promedio

La máxima temperatura del ciclo,  $T_{Max}$ , es considerada el parámetro más importante. Esto debido a que corresponde a propiedades mecánicas menores, sobre todo el esfuerzo de cedencia, el cual al mismo valor de esfuerzo proporciona un mayor componente plástico de deformación [3, 14, 29].

El incremento en temperatura también modifica el modo de agrietamiento. A altas temperaturas se puede esperar la recuperación, recristalización y relajación de esfuerzos por termofluencia. A bajas temperaturas en el ciclo se puede esperar un endurecimiento por trabajado y envejecimiento por deformación [3].

#### 2.4.7.1 Tiempo del Ciclo

El ciclo a través del cual los especímenes o componentes son expuestos al choque térmico consiste usualmente de cuatro etapas: (1) calentamiento a  $T_{Max}$ , (2) permanencia en  $T_{Max}$ , (3) enfriamiento a  $T_{Min}$  y (4) permanencia en  $T_{Min}$ .

Los tiempos de calentamiento y enfriamiento reflejan la razón de cambio de temperatura, y por consiguiente la razón de deformación. Altas razones de suministro o extracción de calor y baja conductividad del material denotan, no solo grandes cambios de temperatura, sino altas razones de cambio de temperatura, es decir de razón de deformación. Debido a que la resistencia y la ductilidad a temperaturas elevadas a menudo se incrementan con la razón de deformación, altas razones de calentamiento son, de cierta manera, benéficas para la resistencia a la fatiga térmica [14].

Los tiempos de permanencia a  $T_{Max}$  y posiblemente a  $T_{Min}$ , son significativos debido a que determinan el grado de cambio microestructural, de relajación por termofluencia y de corrosión. En la mayoría de los ensayos de relajación, gran parte del esfuerzo es liberado muy rápidamente por termofluencia. El efecto de

tiempos de permanencia prolongados sobre el número de ciclos de vida puede ser atribuido en gran medida a la corrosión, que a los efectos de relajación, debido a que solo las etapas iniciales del tiempo de permanencia son asociadas con la relajación [14].

## 2.5 Agrietamiento por Fatiga Térmica

### 2.5.1 Comportamiento del agrietamiento por fatiga térmica

De acuerdo al estudio efectuado en [40] con un herramental AISI H13 sometido a fatiga térmica existirá un patrón de agrietamiento inicial con grietas longitudinales y horizontales en la superficie de trabajo, que se denominan grietas por fatiga térmica. Estas grietas catastróficas poseen una gran capacidad potencial para propagarse rápida y continuamente con el aumento de los ciclos de fatiga térmica y, en última instancia, provocar daños graves en la superficie del troquel. Las grietas de todas las direcciones se propagan y conectan entre sí, formando una gran cantidad de redes de grietas continuas [40].

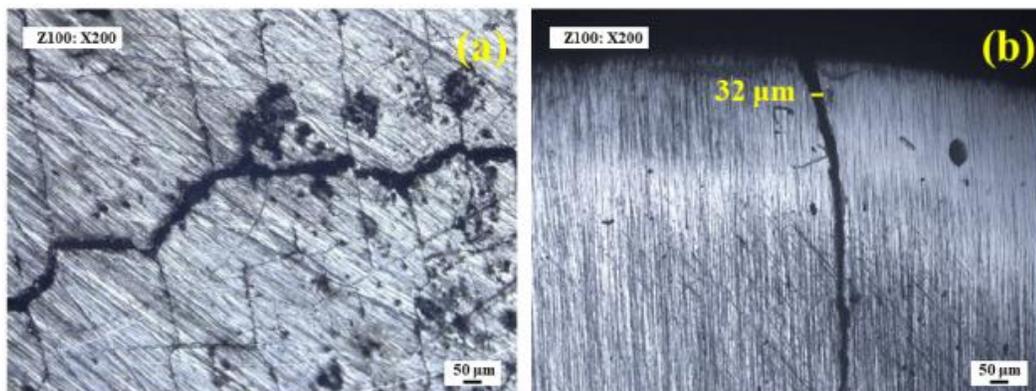


Figura 2.12. Agrietamiento superficial por fatiga térmica. Herramental AISI H13, 5000 ciclos a una  $T_{\max} = 850 \text{ }^{\circ}\text{C}$  [40].

En la investigación [41] de un herramental AISI H13, utilizado en el proceso de fundición de aluminio, se caracterizó el agrietamiento por fatiga térmica al ser expuesto a 60,000 ciclos de inyección con una  $T_{\max} \sim 660 - 680 \text{ } ^\circ\text{C}$ . Se observó una gran cantidad de grietas con una profundidad de 1 a 50  $\mu\text{m}$ . Las grietas del rango de 1 a 50  $\mu\text{m}$ , se cree comúnmente que se generan bajo fatiga térmica debido al calentamiento y enfriamiento cíclicos. La exposición del herramental a ciclos de calentamiento y enfriamiento da como resultado un gradiente de temperatura y, por lo tanto, un esfuerzo térmico en las capas vecinas del material, lo cual promueve la formación de grietas en la superficie. Dado que el efecto de los ciclos térmicos se reduce al aumentar la distancia superficial, inevitablemente se reduce la propagación de grietas hacia el interior del herramental [41].

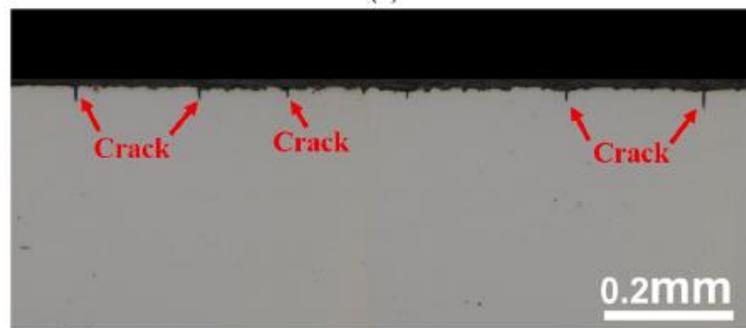


Figura 2.13. Agrietamiento transversal por fatiga térmica, grietas de 1 a 50  $\mu\text{m}$ . Herramental AISI H13, 60,000 ciclos y a una  $T_{\max} = 660-680 \text{ } ^\circ\text{C}$  [41].

El trabajo realizado en [43] con material AISI H13 sometido a modificación superficial por proceso de nitrurado y adicional granallado concluye que la formación de grietas térmicas implica la a) nucleación de las grietas, b) el crecimiento inicial y c) propagación de las grietas, lo que produce la destrucción de la superficie o la delaminación de la superficie del material degradado. A su vez, en el estudio realizado por [49] se explica que las nucleaciones de las grietas por fatiga térmica están asociadas a la acumulación de la deformación plástica local en la superficie. El crecimiento inicial de las grietas por fatiga

térmica se ve facilitado por la oxidación de las superficies de las grietas. El crecimiento avanzado (propagación) se facilita por oxidación y suavizamiento (perdida de dureza superficial) del material de la herramienta.

Una sugerencia relevante del estudio en [43] recalca que es extremadamente importante adoptar un modelo de reparación en los herramientas sometidos a fatiga térmica, antes de la nucleación de las grietas para maximizar la vida del herramienta.

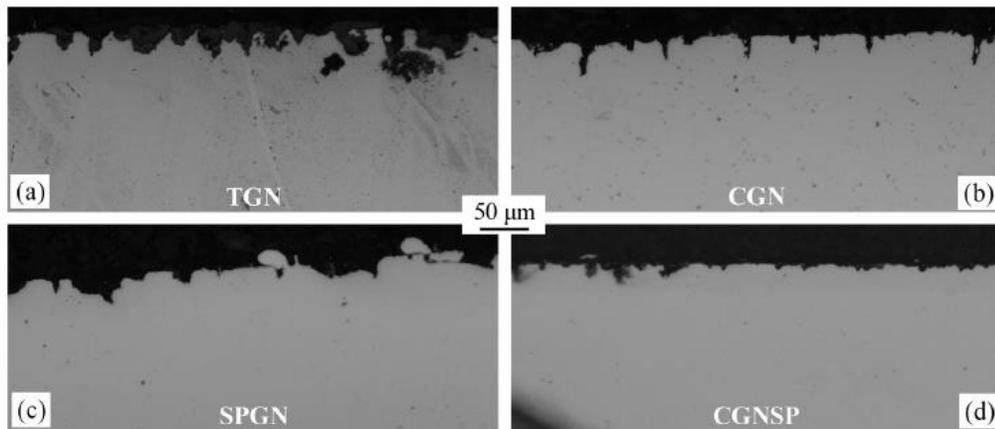


Figura 2.14. Agrietamiento transversal por fatiga térmica. AISI H13 con modificación superficial, 5,000 ciclos y a una  $T_{\max} = 670 \text{ °C}$  [43].

El estudio efectuado por [46] con especímenes de AISI H13 sometidos a fatiga térmica con una  $T_{\max} = 750 \text{ °C}$  y hasta 1,500 ciclos, encontró que el agrietamiento no era visible antes de 500 ciclos debido a la capa de óxido originada en la superficie. Posterior a 500 ciclos se encontró que la longitud de la mayoría de las grietas no superó los 1.8 mm. El rango de longitud de las cinco grietas principales resultó entre 3.0 mm y 6.8 mm. Se concluye en el estudio, que existe un efecto de blindaje entre las grietas vecinas el cual se ralentizó y detuvo la propagación de las grietas más pequeñas. La propagación decreciente de las grietas dominantes se efectuó por la disminución del gradiente térmico a lo largo de la sección transversal y por el efecto del blindaje entre grietas [46].

# CAPÍTULO 3

## EXPERIMENTACION

### 3.1 Introducción

El presente capítulo condensa el procedimiento experimental de la investigación. Inicialmente, se realizaron pruebas preliminares en el acero AISI H13 con la finalidad de determinar los parámetros del tratamiento térmico a efectuarse. Analizando la microestructura y la dureza resultante, se seleccionaron tres condiciones de tratamiento térmico, variando exclusivamente la temperatura de revenido.

Se prepararon tres tipos de probetas: tenacidad, tensión y fatiga, las cuales se sometieron a los diferentes tratamientos térmicos seleccionados. Se corroboró mediante ensayos de dureza la homogeneidad del tratamiento en las probetas. Además, para las probetas de tenacidad se realizaron fractografías y análisis por difracción de rayos X (DRX). En las probetas de tensión se examinaron las propiedades mecánicas resultantes. Por último, en las probetas

de fatiga térmica se observó y cuantificó el agrietamiento superficial y transversal, se realizaron mediciones de microindentaciones de dureza, metalografías y microscopía electrónica de barrido (MEB). En la Figura 3.1 se resume de una manera global el flujo de la experimentación.

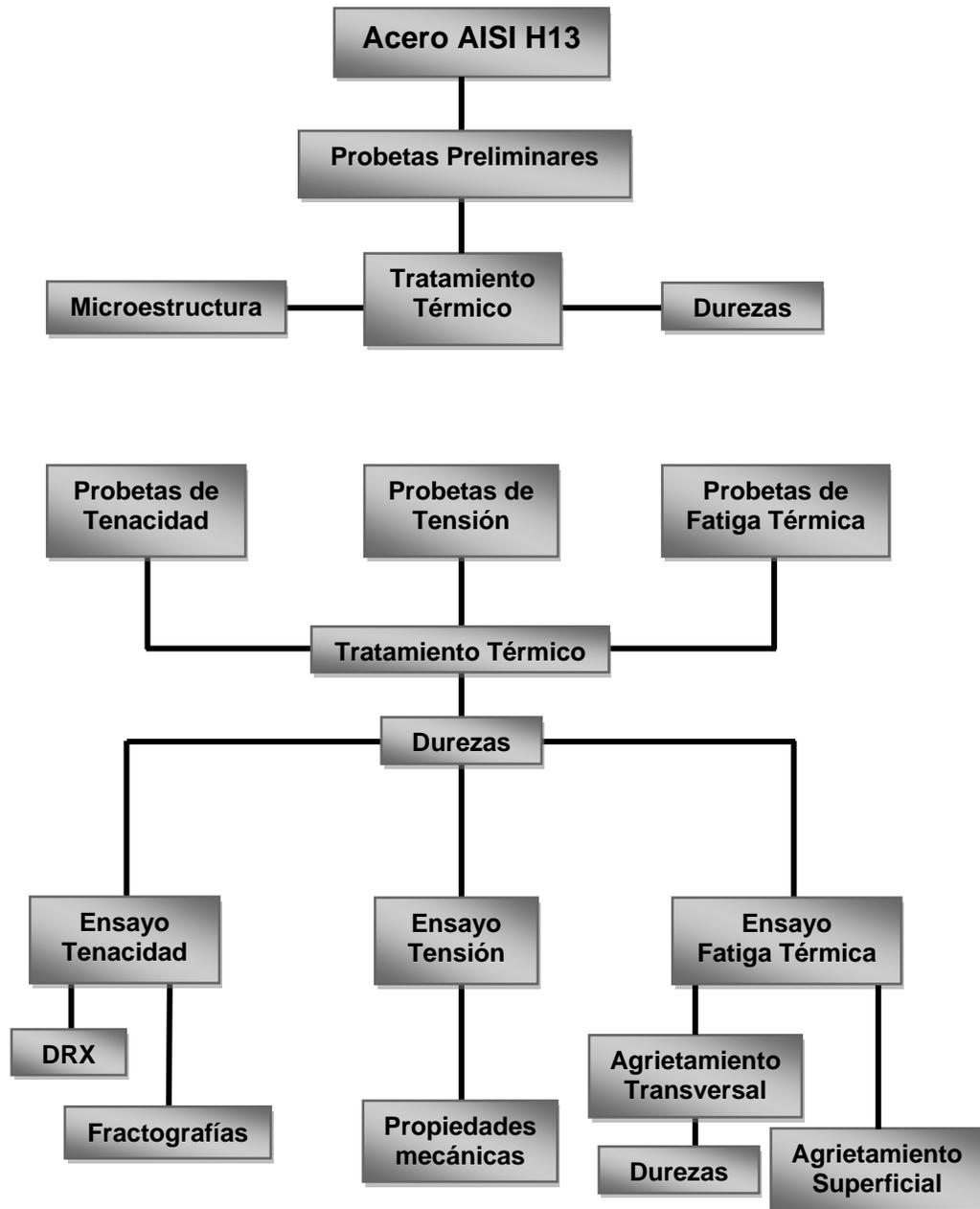


Figura 3.1. Diagrama de flujo ilustrando el procedimiento experimental seguido en el acero AISI H13.

### 3.2 Acero AISI H13

La experimentación fue realizada en acero ORVAR<sup>®</sup> 2 Microdized del fabricante UDDEHOLM, equivalente al acero designación AISI H13 (UNS T20813), el cual de acuerdo al certificado incluido en el Apéndice A presenta la composición química mostrada en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Composición química del acero ORVAR<sup>®</sup> 2 Microdized del fabricante Uddeholm (% en peso).

<b>UDDEHOLM ORVAR<sup>®</sup> 2M (AISI H13)</b>							
<b>C (%)</b>	<b>Si (%)</b>	<b>Mn (%)</b>	<b>P (%)</b>	<b>Cr (%)</b>	<b>Mo (%)</b>	<b>V (%)</b>	<b>Fe</b>
<b>0.39</b>	<b>1.0</b>	<b>0.40</b>	<b>0.019</b>	<b>5.3</b>	<b>1.3</b>	<b>0.9</b>	<b>Balance</b>

Este acero se obtuvo en la forma de barra redonda en condición de recocido y presentó una dureza de aproximadamente 21 HRC de acuerdo a mediciones realizadas en el mismo.

### 3.3 Tratamiento Térmico

#### 3.3.1 Parámetros del Tratamiento Térmico

Con la finalidad de establecer los parámetros bajo los cuales se realizarían los tratamientos térmicos en las probetas de ensayo, se realizó una revisión de literatura seguida de pruebas preliminares en el material. Los parámetros a definir para el tratamiento térmico son:

a) Temperatura de austenizado ( $T_A$ )

Se seleccionó una  $T_A$  de 1020 °C para todos los tratamientos térmicos, debido a ser una  $T_A$  aplicada al H13 en investigaciones previas [1, 2, 5], además de ser recomendada por el proveedor [16] y por el manual de tratamientos térmicos [30]. Se enfrió en aire forzado con una razón de enfriamiento aproximada de 25°C/min.

b) Tiempo de permanencia a temperatura de austenizado

Se definió un tiempo de permanencia a la  $T_A$  de una hora, debido a que el diámetro transversal de la pieza es de 50.8 mm. Como regla común se establece un tiempo de permanencia de 0.5 horas por 25.4 mm, tomando como referencia la menor sección transversal de la pieza [16].

c) Temperatura de revenido

Mediante el gráfico de revenido proporcionado por Uddeholm [16], Figura 3.2, se seleccionaron tres diferentes temperaturas de revenido para realizar los tratamientos térmicos:

$$T_{Rev} = 550 \text{ °C}$$

$$T_{Rev} = 600 \text{ °C}$$

$$T_{Rev} = 650 \text{ °C}$$

Las temperaturas de revenido fueron elegidas con el fin de obtener diferentes combinaciones de dureza, tenacidad, microestructura y a su vez con el objetivo de analizar el comportamiento que presentarían las probetas de

fatiga térmica al ser sometidas a ciclos térmicos con una temperatura máxima de 600 °C en la Máquina de Ensayos de Fatiga Térmica (MEFT).

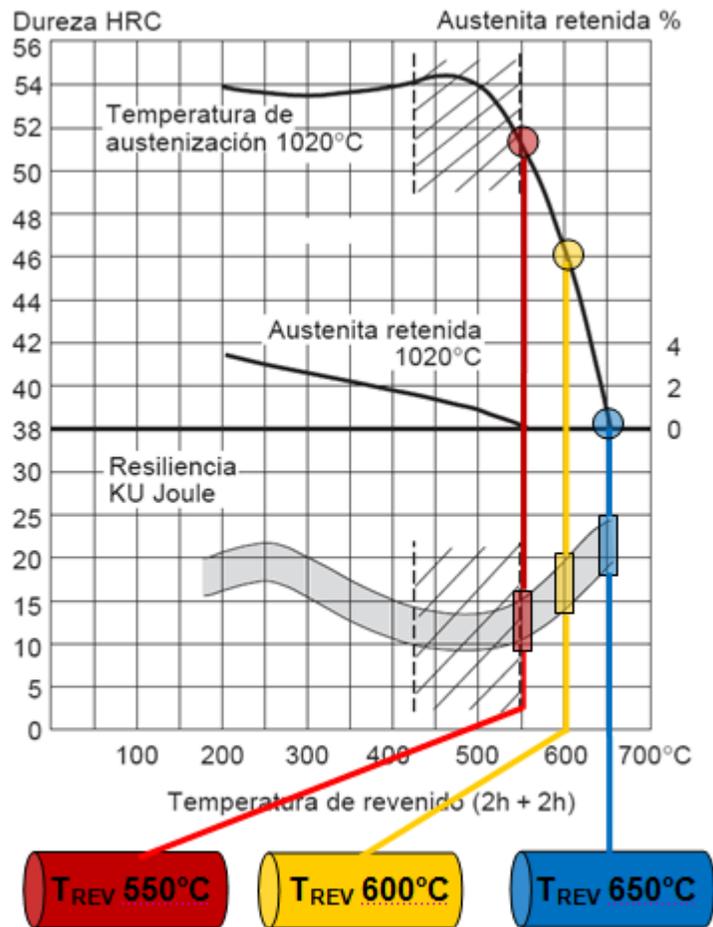


Figura 3.2. Gráfico de revenido del acero AISI H13. Se señalan las  $T_{Rev}$  utilizadas en los tratamientos térmicos realizados en esta investigación [16].

d) Tiempo a temperatura de revenido y número de revenidos

Se aplicó un doble revenido con un tiempo de permanencia de dos horas en cada uno, con enfriamiento al aire, para transformar la posible austenita retenida y mejorar la tenacidad. Esto es recomendado ampliamente en la literatura y en la práctica común [15, 16, 17, 30].

En la Tabla 3.2 se condensan las condiciones de tratamiento térmico utilizadas en la presente investigación. Todas las probetas fueron austenizadas a una temperatura de 1020 °C durante un tiempo de una hora, se templaron al aire (razón de enfriamiento aprox. 25°C/min) y posteriormente fueron sometidas a un doble revenido por un tiempo de dos horas cada uno.

Tabla 3.2. Condiciones de tratamiento térmico efectuado en todas las probetas.

Condición	Austenizado	Revenido 1	Revenido 2
<b>T550</b>	1020 °C / 1 h / Aire Forzado	550 °C / 2 h / Aire	550 °C / 2 h / Aire
<b>T600</b>	1020 °C / 1 h / Aire Forzado	600 °C / 2 h / Aire	600 °C / 2 h / Aire
<b>T650</b>	1020 °C / 1 h / Aire Forzado	650 °C / 2 h / Aire	650 °C / 2 h / Aire

### 3.3.2 Equipo para Tratamiento Térmico

Los tratamientos térmicos se realizaron en una mufla de resistencias eléctricas marca FELISA FE-361, la cual se muestra en la Figura 3.3 a). En todos los tratamientos el acero fue protegido de la decarburación y oxidación, al colocar y cubrir en su totalidad las piezas con grafito en polvo dentro de moldes, como se observa en la Figura 3.3 b) y c). El molde solo se utilizó durante la fase de austenizado ya que durante el revenido no es necesario proteger el acero, debido a que las temperaturas alcanzadas y el tiempo de permanencia no promueven la oxidación ni la decarburación en el material.

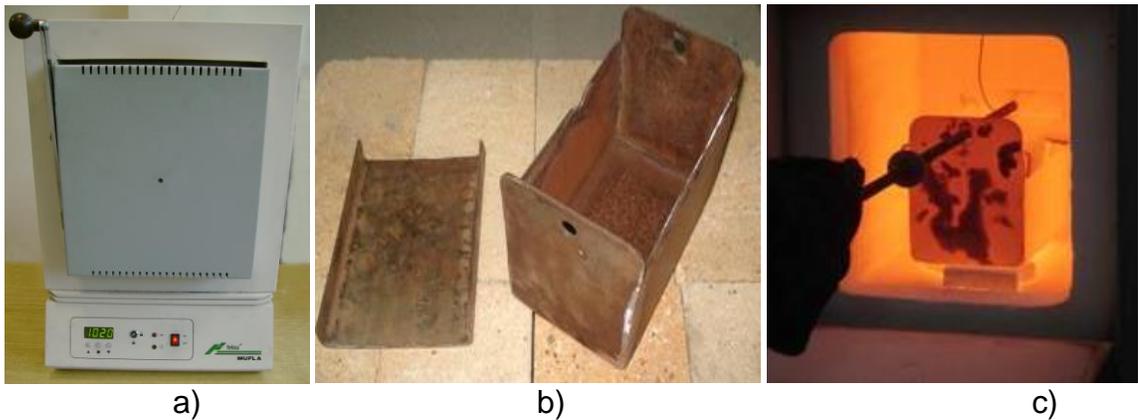


Figura 3.3. a) Mufla de resistencias eléctricas marca FELISA FE-361; b) Molde para evitar decarburación y oxidación; c) Molde durante el austenizado.

Para monitorear de manera adecuada y precisa la temperatura de las probetas al momento de efectuar el tratamiento térmico, se situó un termopar tipo K en cada una de ellas. Mediante una tarjeta de adquisición de datos y el software VI Logger de National Instruments se graficaron las curvas de los tratamientos térmicos realizados en esta experimentación.

### 3.3.3 Tratamiento Térmico de Probetas Preliminares

En base a las condiciones definidas en la Tabla 3.2, se realizaron los tratamientos térmicos preliminares en las probetas de acero AISI H13, como se observa en la Figura 3.4 a) y b), con la finalidad de analizar las diferentes características microestructurales y de dureza obtenidas; y de esta forma corroborar la viabilidad de enfocar el análisis en las mismas.

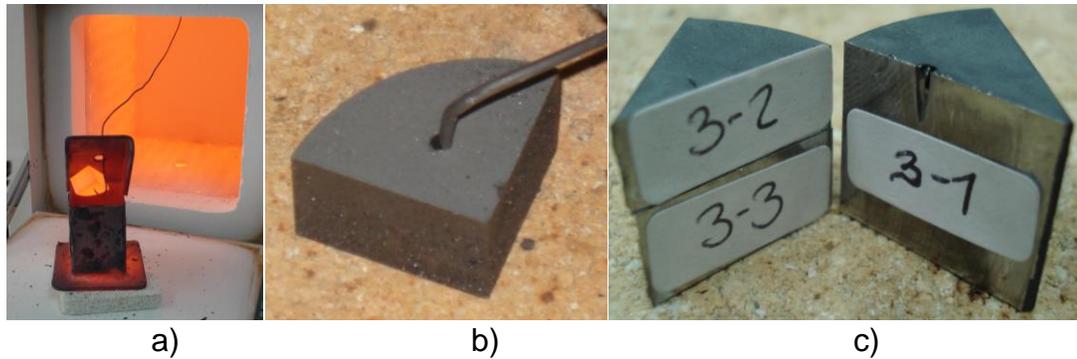


Figura 3.4. Pruebas preliminares en probetas de H13: a) Fase de austenizado; b) Fase de revenido; c) Cortes realizados en las probetas.

La evaluación microestructural y de dureza fue realizada en la superficie de corte transversal para cada condición de  $T_{REV}$ , como se muestra en la Figura 3.4 c). La preparación de las muestras para su observación en el microscopio metalográfico fue según el procedimiento estándar. Se realizó un desbaste burdo con lijas de tamaño de grano 80, 120, 180, 220 y 320. Posteriormente, se efectuó un desbaste fino mediante lijas de tamaño de grano 500, 800, 1200 y 2400. Finalmente, se aplicó un pulido en paño con pasta de diamante de  $6\ \mu\text{m}$  y  $3\ \mu\text{m}$ ; el ataque químico para revelar la microestructura fue realizado sometiendo la muestra en Nital al 2% durante 10 segundos.

Las mediciones de dureza fueron realizadas a lo largo de la sección transversal de la muestra, desde la superficie hasta la parte interna, en intervalos de 5 mm. A su vez se realizaron mediciones en el intervalo de 1 a 5 mm de la superficie.

Mediante las pruebas preliminares se estableció que las condiciones T550, T600 y T650 de la Tabla 3.2 eran adecuadas para la investigación. Por tal motivo se efectuaron los tratamientos térmicos correspondientes sobre las probetas de tenacidad, las probetas de tensión y las probetas de fatiga térmica, como se observa en la Figura 3.5 a), Figura 3.5 b) y Figura 3.5 c), respectivamente.

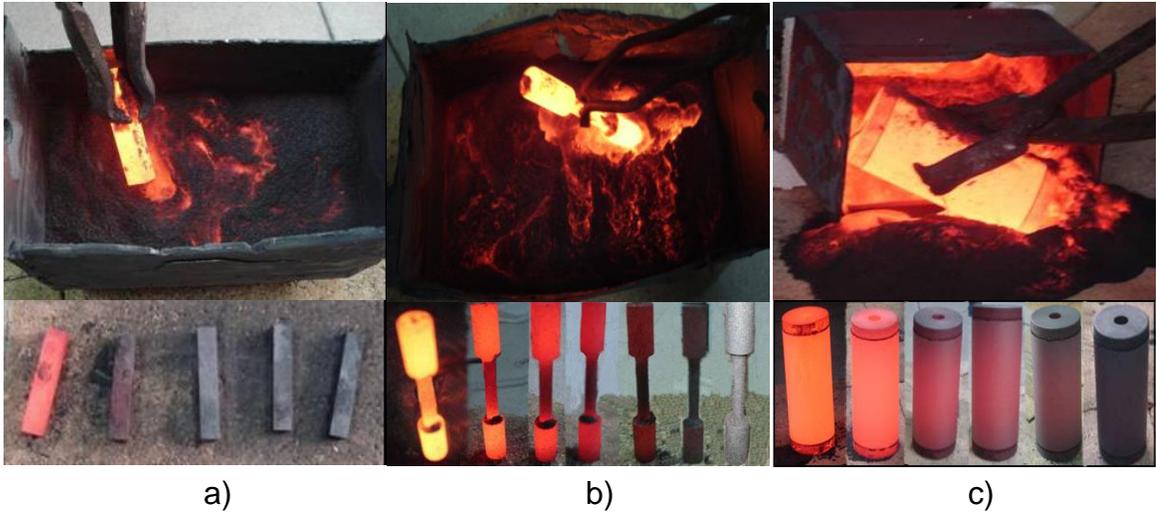


Figura 3.5. Tratamiento térmico efectuado en: a) probetas de tenacidad; b) probetas de tensión; c) probetas de fatiga térmica.

Se realizaron mediciones de dureza en cada probeta mediante un durómetro Rockwell en la escala “C” (HRC), esto con la finalidad de corroborar la homogeneidad de los tratamientos térmicos en cada una de las probetas. En la Figura 3.6 a), b) y c), se presentan los puntos de medición de dureza que se realizaron en las probetas de tenacidad, tensión y fatiga térmica, respectivamente.

Las mediciones de dureza se registraron y se promediaron para obtener un valor por probeta para cada una de las condiciones de tratamiento térmico de la Tabla 3.2.

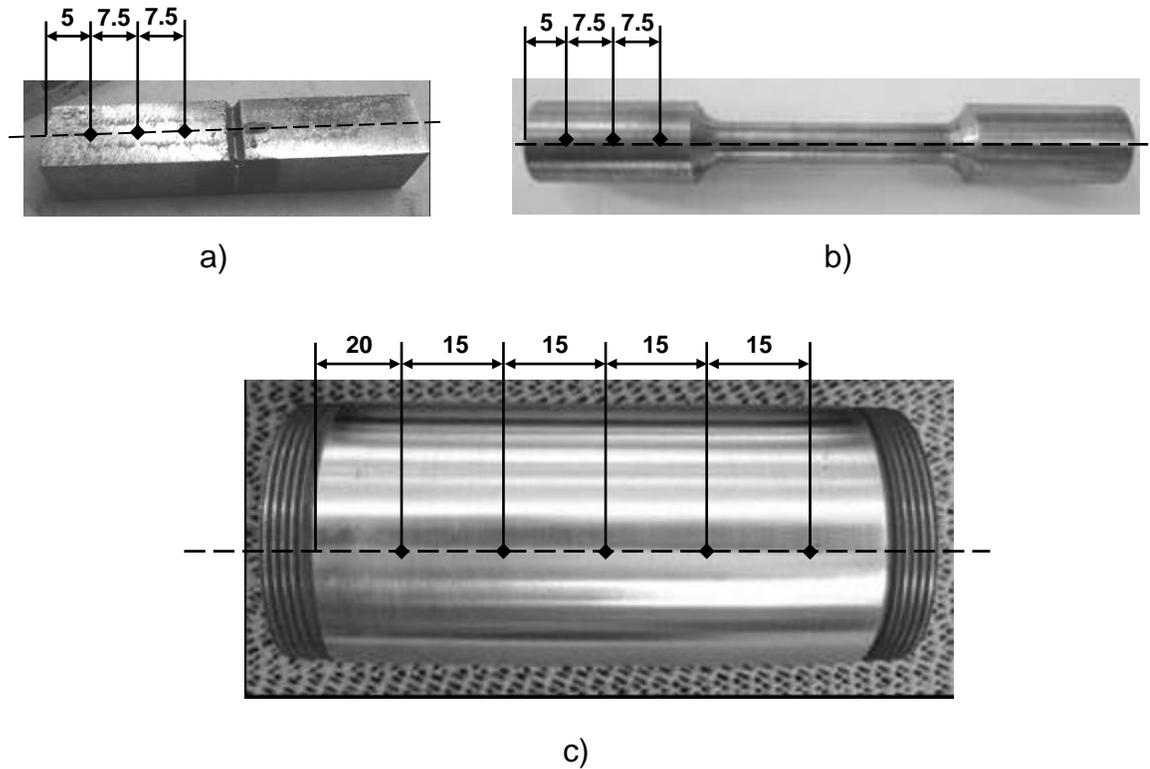


Figura 3.6. Puntos de medición de durezas en: a) probetas de tenacidad; b) probetas de tensión; c) probetas de fatiga térmica.

### 3.4 Ensayos de Tenacidad

Los ensayos de tenacidad al impacto Charpy, se llevaron a cabo a temperatura ambiente en cinco probetas para cada una de las condiciones de tratamiento térmico, además de la condición de recocido del material.

Las probetas se maquinaron en base a las dimensiones de la probeta estándar de la Especificación ASTM E23 [33], La figura 3.7 muestra las dimensiones de 10 mm x 10 mm x 55 mm con una muesca de 2 mm de profundidad a 45°.

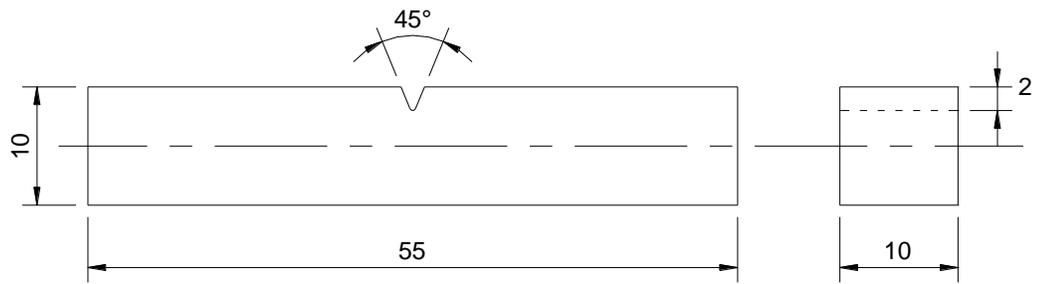


Figura 3.7. Dimensiones de probetas para ensayo de tenacidad Charpy (Todas las dimensiones en mm).

El ensayo de impacto fue realizado de acuerdo a lo establecido en la especificación ASTM E23 [4] en una máquina Tinius-Olsen, la cual se observa en la Figura 3.8.



Figura 3.8. Máquina Tinius-Olsen para ensayos de tenacidad al impacto Charpy.

### 3.4.1 Fractografías

Con la finalidad de poder determinar el tipo de fractura característica en cada una de las condiciones de tratamiento térmico del material, definidas en la Tabla 3.2, se realizó un análisis fractografico mediante MEB a 59X, 150X y 1500X, sobre la superficie de fractura de las probetas sometidas al ensayo de tenacidad Charpy.

El porcentaje de área de fractura de corte se determinó mediante la Tabla 3.3, obtenida de la especificación ASTM A370 [35], comparando la apariencia de la fractura de las probetas ensayadas.

Tabla 3.3. Apariencia de Fractura y Porcentaje de Fractura de Corte [35].



### 3.4.2 Difracción de Rayos X (DRX)

El porcentaje de austenita retenida fue determinado utilizando DRX con radiación de Cu K a 50 kV y 25 mA. Un difractómetro marca Siemens fue utilizado para cubrir el rango  $2\theta$  desde  $45^\circ$  a  $100^\circ$ , aplicando un paso  $2\theta$  de  $0.05^\circ$  y un tiempo de permanencia de 20 s. Para las probetas de tenacidad se analizaron muestras bajo las condiciones de la Tabla 3.2, además de la condición de recocido. Las muestras fueron preparadas mediante el procedimiento metalográfico estándar descrito en la sección 3.3.3. Los planos de interés para este análisis se muestran en la Tabla 3.4.

Tabla 3.4. Planos de difracción para las fases de ferrita y austenita.

Fase	Plano de difracción
Ferrita 1	002
Ferrita 2	112
Ferrita 3	022
Austenita 1	002
Austenita 2	022
Austenita 3	113

### 3.5 Ensayos de Tensión

Los ensayos de tensión se llevaron a cabo para obtener las propiedades mecánicas características de las condiciones presentadas en la Tabla 3.2, así como de la condición de recocido del material. Se ensayaron dos probetas por cada una de las condiciones. Las probetas utilizadas presentan las dimensiones características del espécimen No.3 de la especificación ASTM E8/E8M [34], como se muestra en la Figura 3.9.

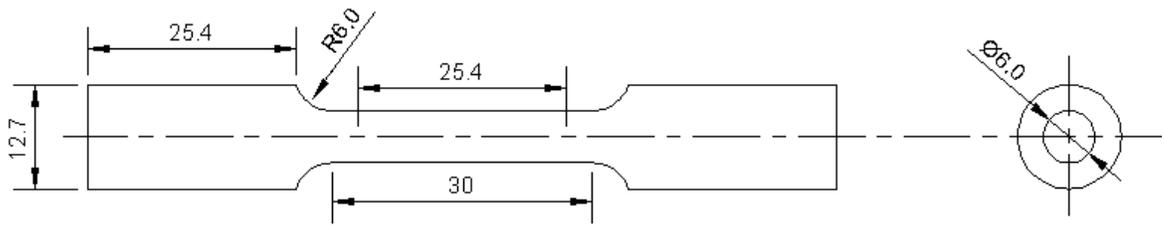


Figura 3.9. Dimensiones de las probetas sometidas al ensayo de tensión (Todas las dimensiones en mm).

Las probetas fueron ensayadas en la máquina MTS 810 Material Testing System, mostrada en la Figura 3.10, bajo la norma ASTM E8/8M [34]. La velocidad del cabezal fue de 2.5 mm/min y la elongación fue medida con un extensómetro de 25.4 mm.



Figura 3.10. Máquina de ensayos mecánicos, MTS 810 Material Testing System.

### 3.5.1 Propiedades Mecánicas

#### a) Esfuerzo de Cedencia y Resistencia a la Tensión

El esfuerzo a la cedencia se determinó en base al método offset a 0.2% y la resistencia a la tensión como el punto máximo de la curva esfuerzo-deformación [34].

#### b) Porcentaje de elongación y reducción de área.

El porcentaje de elongación fue determinado tomando como referencia el extensómetro de 25.4 mm. Al concluir el ensayo se unieron cuidadosamente las dos mitades de las probetas fracturadas, se midió la distancia entre las marcas de la probeta y mediante la ecuación 3.1 se obtuvo el resultado. Donde  $L_{final}$  es la longitud final de la probeta y  $L_{inicial}$  es la longitud inicial de la probeta [34].

Para el cálculo del porcentaje de reducción de área se utilizó la ecuación 3.2, donde  $A_{inicial}$  es el área inicial de la probeta y  $A_{final}$  es el área final de la probeta. Previamente se midió el diámetro en la sección donde ocurrió la fractura y en base a la diferencia con el diámetro inicial de la probeta se obtuvo el resultado [34]. Las mediciones fueron realizadas mediante un calibrador Vernier.

$$\%Elong = [(L_{final} - L_{inicial}) / L_{inicial}] * 100 \quad [3.1]$$

$$\%RA = [(A_{inicial} - A_{final}) / A_{inicial}] * 100 \quad [3.2]$$

### 3.6 Ensayos de Fatiga Térmica

Las pruebas en la MEFT tienen como objetivo específico evaluar el grado de resistencia al agrietamiento por fatiga térmica de un material al ser sometido a ciclos térmicos que se asemejan a las condiciones de operación del herramental.

En la presente investigación se evalúa, mediante la MEFT, el acero AISI H13 bajo los parámetros de tratamiento térmico especificados en la Tabla 3.2. Las probetas fueron sometidas a ciclos térmicos bajo condiciones particulares, con el propósito de observar y analizar la condición de tratamiento térmico, específicamente  $T_{Rev}$ , que presenta mayor resistencia al agrietamiento producido por la fatiga térmica. Asimismo, para determinar cuál presenta la mayor susceptibilidad al agrietamiento por fatiga térmica.

#### 3.6.1 Máquina de Ensayos de Fatiga Térmica (MEFT)

La MEFT fue diseñada y construida en los laboratorios del Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales (PDIM) de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) [32, 39].

El funcionamiento de la MEFT se basa en ciclos de calentamiento por inducción y enfriamiento superficial por medio de agua, sobre probetas cilíndricas. Una unidad de inducción de alta frecuencia (20 kW, 50-150 kHz) calienta, por medio de una bobina, aproximadamente 30 mm de la parte central de la probeta. El enfriamiento se realiza al introducir la probeta a la cámara de enfriamiento, por medio de aspersion de agua mediante 4 boquillas. La temperatura superficial de la probeta es monitoreada por un pirómetro óptico durante el ciclo de calentamiento.

Los principales dispositivos que componen a la MEFT se enlistan en la Tabla 3.5 y se encuentran indicados en la Figura 3.11 a) y b) y en la Figura 3.12. Detalles adicionales sobre la construcción, configuración y funcionamiento de la MEFT pueden ser consultados en [32].

Tabla 3.5. Dispositivos que integran a la MEFT.

1	Depósito de agua	7	Compresor de Aire
2	Bomba de agua	8	Actuador Neumático
3	Equipo enfriamiento del Inductor	9	Probeta de Fatiga Térmica
4	Computadora	10	Bobina de Calentamiento
5	Unidad de Control	11	Cámara de Enfriamiento
6	Unidad de Inducción		

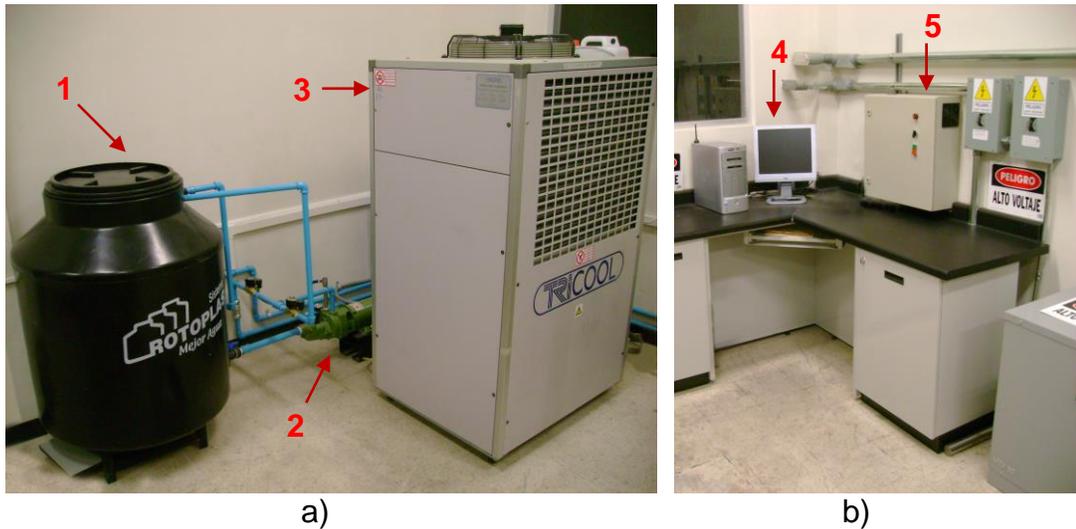


Figura 3.11. Máquina de ensayos de fatiga térmica: a) Sistema de enfriamiento; b) Sistema de control.

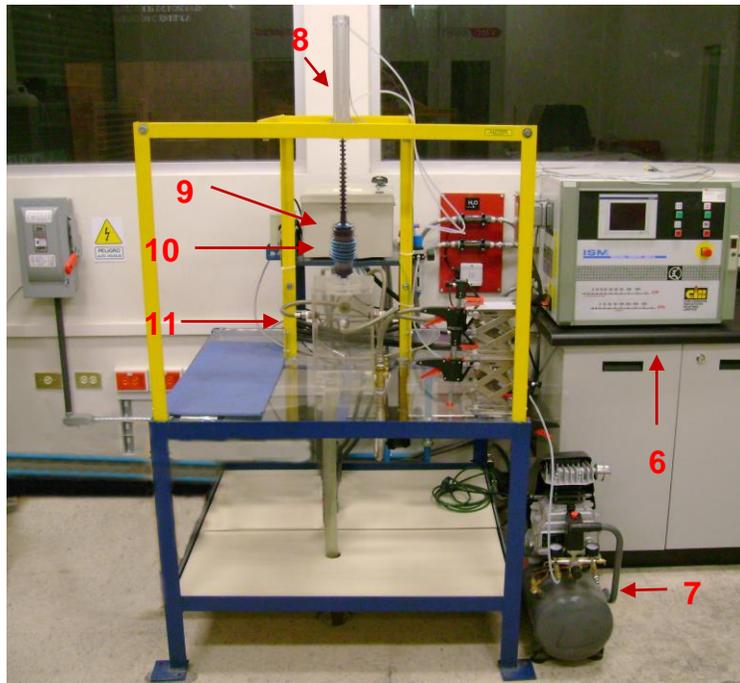


Figura 3.12. Máquina de ensayos de fatiga térmica: estación principal de trabajo.

Al sistema original de la MEFT se le realizaron modificaciones en el modo de control, automatizándolo por medio de un controlador lógico programable (PLC). Mediante el PLC el control de la MEFT se puede operar en 3 modalidades:

a) Control por Temperatura

Este modo de control aún no se encuentra habilitado, pero es gobernado por el pirómetro de baja temperatura en el ciclo de enfriamiento y por el pirómetro de alta temperatura durante el ciclo de calentamiento. Se define una temperatura específica para cada uno de los pirómetros y mediante éstas se ejerce el control sobre los ciclos térmicos.

b) Control por Tiempo

Esta modalidad de control se basa en establecer tiempos definidos de operación del inductor durante el ciclo de calentamiento y a su vez establecer otro tiempo para el flujo de agua durante el ciclo de enfriamiento.

c) Control por Tiempo-Temperatura

El modo de control por tiempo – temperatura, es un sistema híbrido el cual se basa en controlar el calentamiento por medio del pirómetro de alta temperatura y el flujo de agua en enfriamiento mediante un tiempo establecido.

Para la presente investigación se seleccionó la modalidad de control por tiempo ya que bajo este tipo de control los ciclos térmicos presentan una alta homogeneidad.

### 3.6.2 Probetas de Fatiga Térmica

En la Figura 3.13 se presenta el diseño de las probetas de fatiga térmica en forma de cilindros, con un diámetro de 50.8 mm, longitud de 120 mm y un barreno axial de 13 mm de diámetro; además de estar roscadas en los extremos.

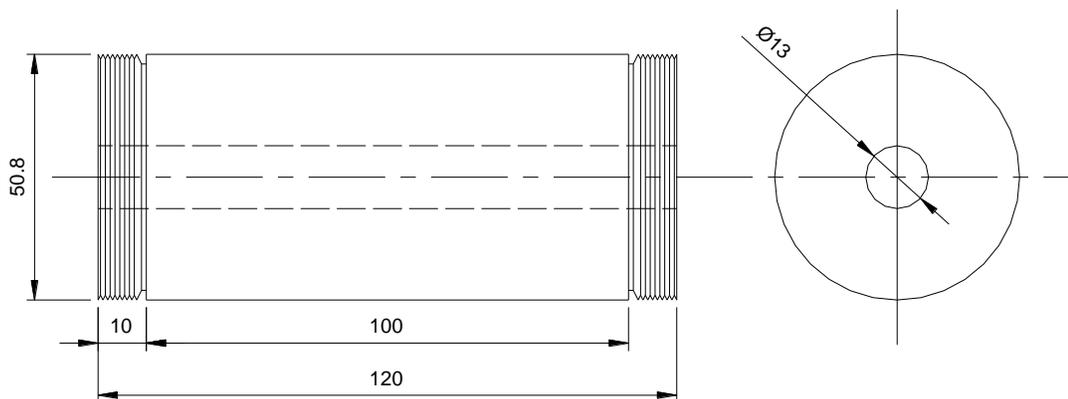
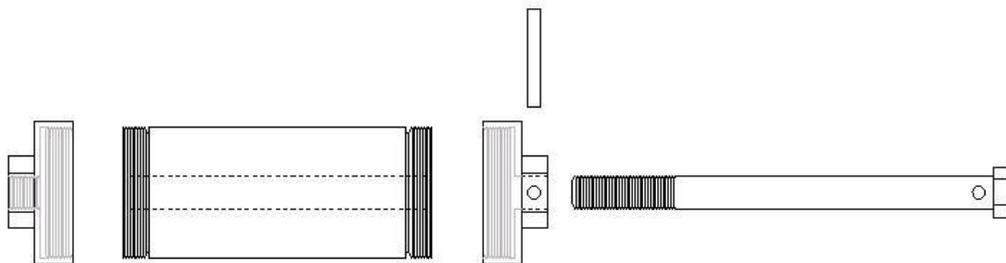


Figura 3.13. Dimensiones de la probeta de fatiga térmica, para ensayos en la MEFT (Todas las dimensiones en mm).

El barreno axial se utiliza para sostener la probeta, mediante un tornillo, con el vástago del pistón; las roscas sirven para amordazar la probeta y provocar una restricción en la expansión o contracción del material, como se muestra en la Figura 3.14 a) y b).



a)



b)

Figura 3.14. Amordazamiento de las probetas durante los ensayos en la MEFT:

a) Arreglo físico de la probeta; b) Diagrama esquemático del arreglo.

### 3.6.3 Parámetros Operacionales de la MEFT

El sistema de inducción de la MEFT permite modificar el voltaje inducido, por lo que al incrementarlo se incrementa la razón de calentamiento en la probeta. Se realizaron ensayos preliminares para determinar una razón de calentamiento óptima. Después de definir este parámetro, se procedió a determinar el tiempo requerido para que la probeta alcanzara una  $T_{Max}$  de 600 °C bajo dicha razón de calentamiento.

El enfriamiento en la MEFT es función del tiempo que la probeta esté en contacto con el flujo de agua en la cámara de enfriamiento. Se realizaron ensayos preliminares a diferentes tiempos de enfriamiento y se determinaron 10 segundos de enfriamiento para obtener una temperatura superficial aproximada de 80 °C. En la Tabla 3.6 se sintetizan los parámetros seleccionados para la realización de las pruebas en la MEFT.

Tabla 3.6. Parámetros operacionales establecidos para las probetas de fatiga térmica en la MEFT.

Voltaje del Inductor	120 V
Tiempo de Calentamiento	15 s
Tiempo de Enfriamiento	10 s
Temperatura Máxima Superficial (calentamiento)	600 °C
Temperatura Mínima Superficial (enfriamiento)	80 °C

Se estableció una  $T_{Max}=600\text{ }^{\circ}\text{C}$  en el ciclo de calentamiento con el objetivo de analizar el efecto que se podría presentar al trabajar o someter las piezas a temperaturas máximas superiores, iguales o inferiores a las del tratamiento térmico de revenido. Las condiciones se desglosan de la siguiente manera:

a)  $T_{Rev}=550\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $T_{Rev}<T_{Max}$ )

b)  $T_{Rev}=600\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $T_{Rev}=T_{Max}$ )

c)  $T_{Rev}=650\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $T_{Rev}>T_{Max}$ )

#### 3.6.4 Rugosidad en probetas de fatiga térmica

Mediante un rugosímetro Mitutoyo SJ-301 y en base al estándar DIN 4776 [37] se realizaron mediciones de perfiles de rugosidad en dos probetas de fatiga térmica, con el objetivo de determinar el perfil de rugosidad obtenido por el maquinado de las probetas. Se analizaron longitudes de evaluación de 32 mm situadas en el centro de la pieza, rotando la pieza  $90^{\circ}$  entre cada sección. En total se realizaron 4 mediciones por probeta, como se muestra en la Figura 3.15.



Figura 3.15. Mediciones de rugosidad mediante rugosímetro Mitutoyo SJ-301.

### 3.6.5 Perfiles de Temperatura en la MEFT

Utilizando los parámetros de la Tabla 3.6, se sometió una probeta de AISI H13 a ciclos térmicos en la MEFT con la finalidad de establecer los perfiles de temperatura a los cuales estarían sujetas las probetas al momento de realizar los ensayos de fatiga térmica. A la probeta se le realizaron tres orificios a una distancia transversal de la superficie de 5, 10 y 15 mm, como se muestra en la Figura 3.16. La profundidad de los orificios fue al centro de la sección longitudinal de la pieza, 60 mm, que es donde ocurre el calentamiento por inducción. Confirmaciones del perfil de temperatura han sido observados en estudios similares [47].

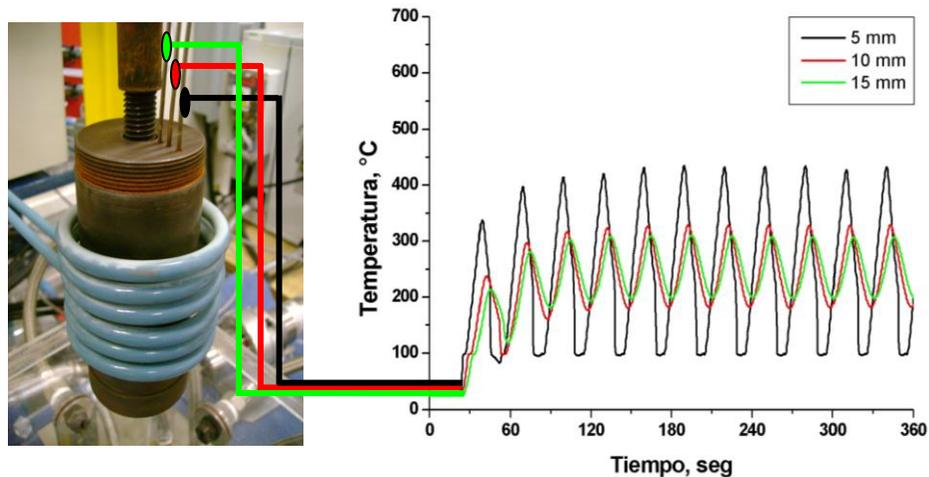


Figura 3.16. Perfil de los ciclos térmicos generados por la MEFT. Distancia de la superficie: a) 5 mm (negro); b) 10 mm (rojo); c) 15 mm (verde).

En los orificios se colocaron termopares tipo K, y mediante una tarjeta de adquisición de datos y el software VI Logger de National Instruments se almacenaron las curvas correspondientes. La temperatura superficial de la pieza fue monitoreada utilizando un pirómetro óptico durante la etapa de calentamiento.

### 3.6.6 Ciclos Térmicos en Probetas de Fatiga Térmica

La MEFT fue programada en base a los parámetros descritos en la Tabla 3.6. Las probetas de fatiga térmica, en cada una de las condiciones de tratamiento térmico descritas en la Tabla 3.2, fueron sometidas a 500, 1000 y 2000 ciclos térmicos para evaluar el agrietamiento producido por la fatiga térmica sobre el material. En la Tabla 3.7 se sintetiza la matriz de experimentos realizada en la MEFT.

La posición de las probetas de fatiga térmica en la MEFT durante el ciclo de calentamiento y el ciclo de enfriamiento se muestra en la Figura 3.17 a) y b), respectivamente. El monitoreo de la temperatura superficial durante la fase de calentamiento fue por medio de un pirómetro óptico Modline 5G, Ircon, el cual se observa en la Figura 3.17 c).

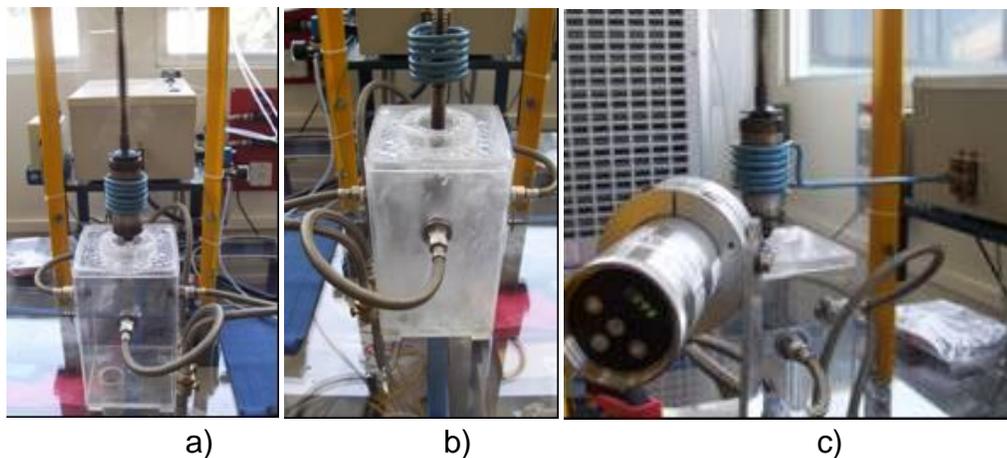


Figura 3.17. Ensayo de fatiga térmica realizado en la MEFT, a) Ciclo de calentamiento; b) Ciclo de enfriamiento; c) Monitoreo de temperatura durante el calentamiento utilizando un pirómetro óptico Modline 5G, Ircon.

Tabla 3.7. Matriz de experimentos en la MEFT.

Probeta	Condición	Número de Ciclos
550-1	T550	500
550-2		1000
550-3		2000
600-1	T600	500
600-2		1000
600-3		2000
650-1	T650	500
650-2		1000
650-3		2000

### 3.6.7 Monitoreo de Agrietamiento Superficial en probetas de fatiga térmica

Para fines comparativos, se fotografió la superficie de las probetas de fatiga térmica antes de ser sometida al ensayo. Posteriormente, la pieza ensayada era retirada de la MEFT en intervalos de 500 ciclos, se limpiaba la superficie con una lija 1200 y se colocaba en ultrasonido con acetona durante 10 min para ser fotografiada. El objetivo era realizar una inspección visual y registrar, mediante fotografías, el daño progresivo observado en la superficie.

### 3.6.8 Segmentación de probetas de fatiga térmica

Al finalizar los ensayos en la MEFT, las probetas fueron segmentadas mediante electroerosión con el objetivo de no alterar la superficie a analizar. Las diferentes etapas bajo las cuales se efectuaron los cortes se ilustran en la Figura 3.18. La sección identificada como “E”, la cual corresponde a un cuarto de la superficie expuesta a fatiga térmica, fue seleccionada para la realización de los análisis posteriores.

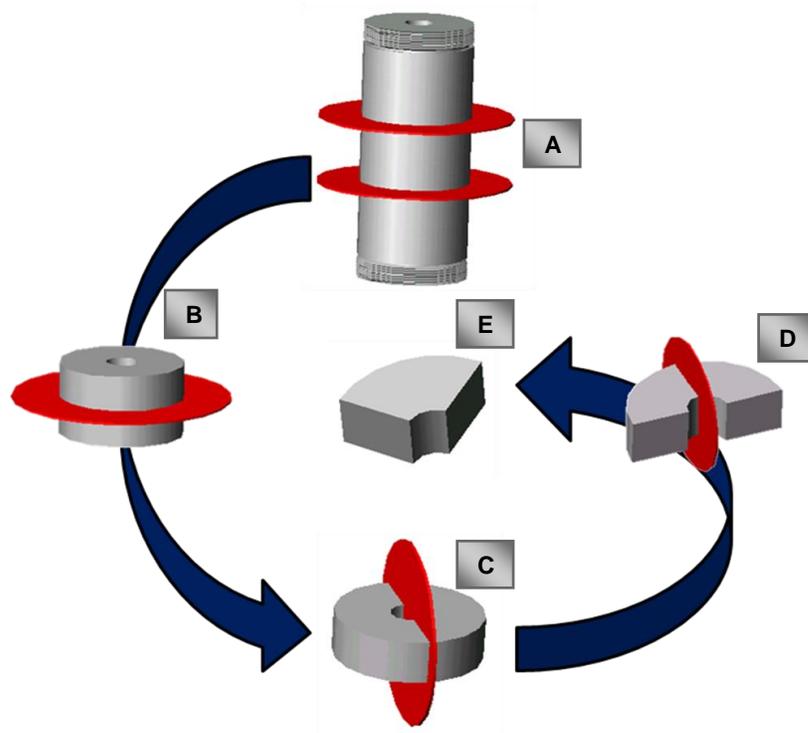


Figura 3.18. Cortes por electroerosión en probetas de fatiga térmica. Se identifican las diferentes etapas bajo las cuales fueron segmentadas las probetas; en la muestra identificada como “E” se realizaron los análisis.

### 3.6.9 Caracterización del agrietamiento en la sección transversal de probetas de fatiga térmica

La caracterización del agrietamiento en la sección transversal se realizó utilizando un microscopio metalográfico marca Nikon y el software Clemex Vision. Para la caracterización del agrietamiento se siguió el procedimiento descrito a continuación:

- a) *Preparación de la superficie transversal:* Mediante el procedimiento estándar de desbaste y pulido se preparó la superficie transversal a analizar, brindando especial cuidado a la superficie expuesta a la fatiga térmica.

- b) *Conteo y medición de grietas:* En la superficie expuesta a la fatiga térmica, la cual se indica en la Figura 3.19, se realizó el conteo y medición del total de grietas encontradas en una distancia de 32 mm. Esta distancia es la superficie expuesta de la muestra E de la Figura 3.18. Las mediciones se realizaron mediante el Software Clemex Vision a una magnificación de 100x.

Las mediciones se realizaron agrupando las grietas en rangos de longitud de 10  $\mu\text{m}$ . Siendo definidos los rangos de la siguiente manera: 0-10  $\mu\text{m}$ , 10-20  $\mu\text{m}$ , 20-30  $\mu\text{m}$  y sucesivamente hasta llegar a 190-200  $\mu\text{m}$ . Las grietas que presentaron longitudes mayores a 200  $\mu\text{m}$  se registraron individualmente.

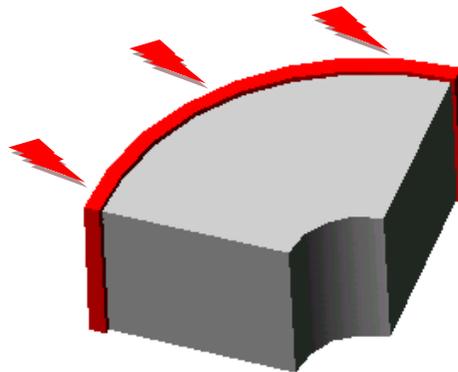


Figura 3.19. Sección analizada de la probeta de fatiga térmica, se indica la superficie expuesta a fatiga térmica y en la cual se realizó el conteo de grietas.

- c) *Análisis cuantitativo del agrietamiento:* Al tener registrado el número de grietas encontradas, así como la longitud característica de las mismas, se calcularon los parámetros identificados en la Tabla 3.8.

Tabla 3.8. Parámetros obtenidos mediante el análisis del agrietamiento en las probetas de fatiga térmica.

Parámetro	Definición
<i>Número Total de Grietas</i>	Grietas contabilizadas en la superficie expuesta a fatiga térmica
<i>Promedio de longitud de grieta</i>	Suma de la longitud de las grietas contabilizadas entre el número total de grietas
<i>Promedio de las 15 grietas con mayor longitud</i>	Promedio de las mayores 15 grietas encontradas
<i>Máxima longitud de grieta</i>	Máxima longitud entre las grietas observadas
<i>Número de Grietas por longitud</i>	Número total de grietas dividido entre la longitud expuesta a fatiga térmica
<i>Densidad de Grieta</i>	Suma de la longitud de grietas contabilizadas entre el área transversal expuesta a fatiga térmica

### 3.6.10 Caracterización del agrietamiento superficial de probetas de fatiga térmica

La caracterización del agrietamiento en la sección superficial fue realizada exclusivamente en las muestras expuestas a 500 y 2000 ciclos en la MEFT, con la finalidad de analizar los extremos de las condiciones evaluadas. Para esto, se utilizó un estereoscopio marca Nikon SMZ-745T, pantalla Nikon DS-L2 y el programa analizador de imágenes Image-Pro Plus. Evaluación semejante fue realizada por [48]. El procedimiento para la caracterización del agrietamiento se explica a continuación:

- a) *Preparación de sección superficial:* La superficie expuesta a fatiga térmica, mostrada en la Figura 3.18, fue pulida con una lija 1200 y posteriormente con una lija 2400 para eliminar la capa de óxido presente. Finalmente, las muestras fueron colocadas en ultrasonido con acetona durante 10 minutos.

- b) *Imágenes del agrietamiento superficial:* Mediante el uso del estereoscopio se registraron las imágenes del agrietamiento superficial en la localización central de las muestras E para las condiciones evaluadas. Las imágenes fueron convertidas a un formato monocromático para ser utilizadas en el software Image-Pro Plus, ya que las grietas presentan un color negro en esta condición y resulta factible realizar una cuantificación por áreas haciendo uso del histograma y de las herramientas de medición del software.
- c) *Análisis cuantitativo del agrietamiento superficial:* Se cuantificó el área superficial agrietada, definida por el color negro de las imágenes, y el área no agrietada, definida por el color blanco de las imágenes, mediante las herramientas de medición del programa. Los resultados se presentan en porcentaje de área superficial para su fácil interpretación.

### 3.6.11 Perfil de microindentaciones de durezas en las probetas de fatiga térmica

Se realizaron mediciones de microindentaciones de dureza en escala Vickers, de acuerdo a la especificación ASTM E384 [36], en las muestras E de la Figura 3.18, expuestas a 500 y 2000 ciclos en la MEFT. El objetivo fue determinar el perfil de durezas en la sección transversal de las muestras desde el diámetro exterior, superficie expuesta a fatiga térmica, hasta el diámetro interior, zona no afectada por fatiga térmica.

Dado que la superficie en la cual se realizaron las microindentaciones era la sección transversal, se siguió el procedimiento estándar de desbaste y pulido para la preparación de muestras referenciado en secciones anteriores. Para realizar la prueba en las muestras E en las condiciones evaluadas, se dividió la superficie transversal en 4 secciones: A, B, C, D y se realizaron las microindentaciones en las localizaciones que se muestran en la Figura 3.20.

Tomando como punto de referencia el diámetro exterior, en la sección A se realizaron 5 mediciones, iniciando a 0.02 mm y usando intervalos de 0.02 mm hasta llegar a 0.1 mm. En la sección B se realizaron 19 mediciones, iniciando a 0.2 mm en intervalos de 0.1 mm hasta llegar a 2.0 mm. En la sección C se realizaron 8 mediciones, iniciando a 3.0 mm en intervalos de 1.0 mm hasta llegar a 10.0 mm. Y, por último, en la sección D se realizaron 2 mediciones a 15.0 mm y 18.0 mm. En total se evaluaron 34 mediciones por muestra.

Las microindentaciones se realizaron y midieron en el laboratorio Westmoreland Mechanical Testing and Research, Inc. localizado en Youngstown, PA, EUA. Se utilizó un equipo de medición de dureza modelo Struers DuraScan 80, utilizando una carga de 100gf y reportando los resultados en escala Vickers.

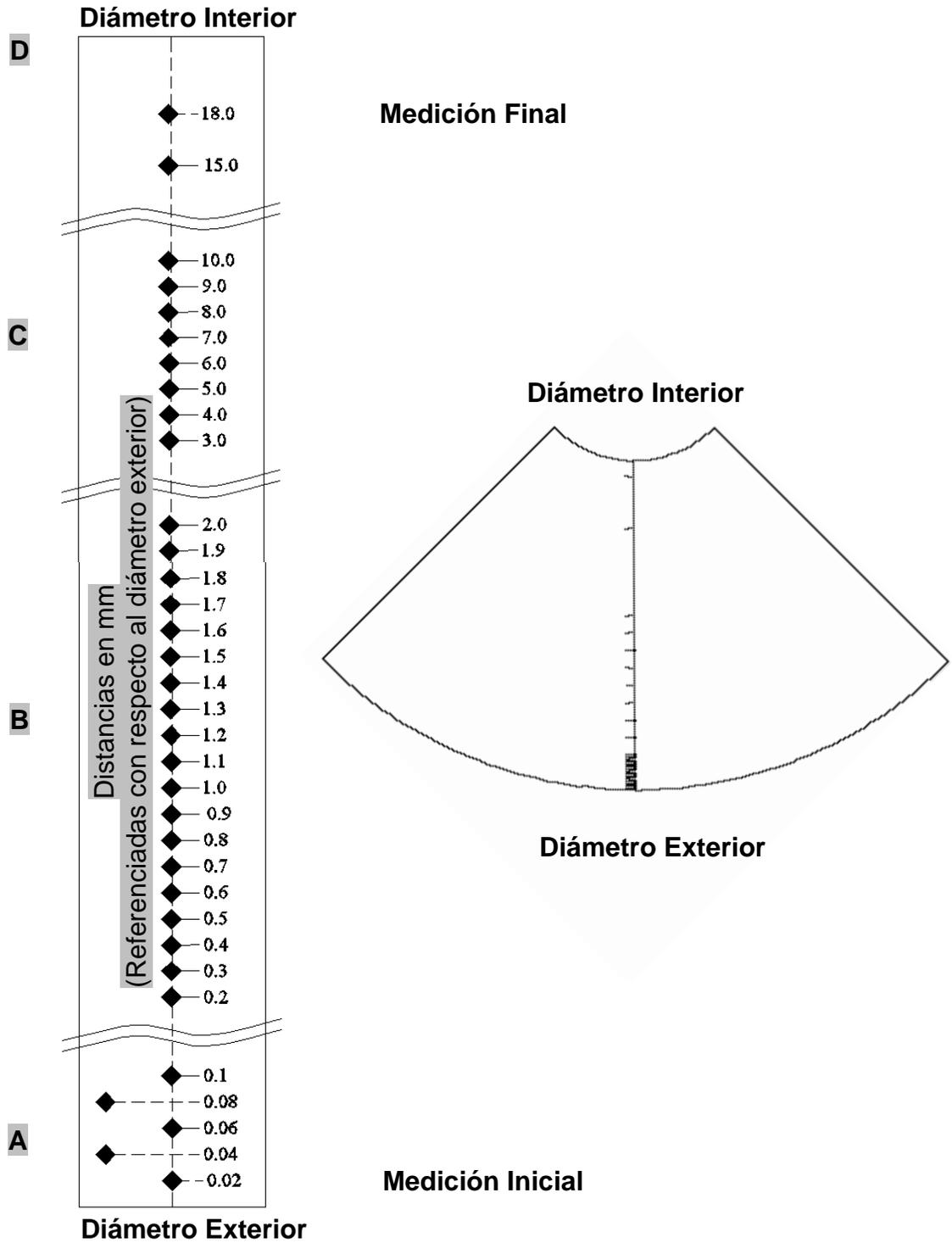


Figura 3.20. Puntos de medición de microindentaciones de dureza en escala Vickers en las muestras E de fatiga térmica (dibujo esquemático).

# CAPÍTULO 4

## RESULTADOS

### 4.1 Introducción

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos a partir del procedimiento experimental descrito en el Capítulo 3. Se muestran los resultados de las pruebas preliminares, dureza y microestructura; y los resultados de los ensayos de tenacidad a la fractura y tensión. Finalmente, se exponen los resultados obtenidos de los ensayos de fatiga térmica, los cuales representan la parte fundamental de este trabajo de investigación.

## 4.2 Muestras Preliminares de Control

### 4.2.1 Resultados de dureza y microestructurales

En la figura 4.1, se muestran los valores de dureza, en escala Vickers, obtenidos en las muestras de control bajo las condiciones de  $T_{Rev}$  explicadas en la Tabla 3.2. Las microindentaciones se realizaron desde la superficie del diámetro exterior hasta alcanzar una profundidad de 20mm en la muestra. En la Tabla 4.1 se muestran los valores de dureza promedio obtenidos en las mismas.

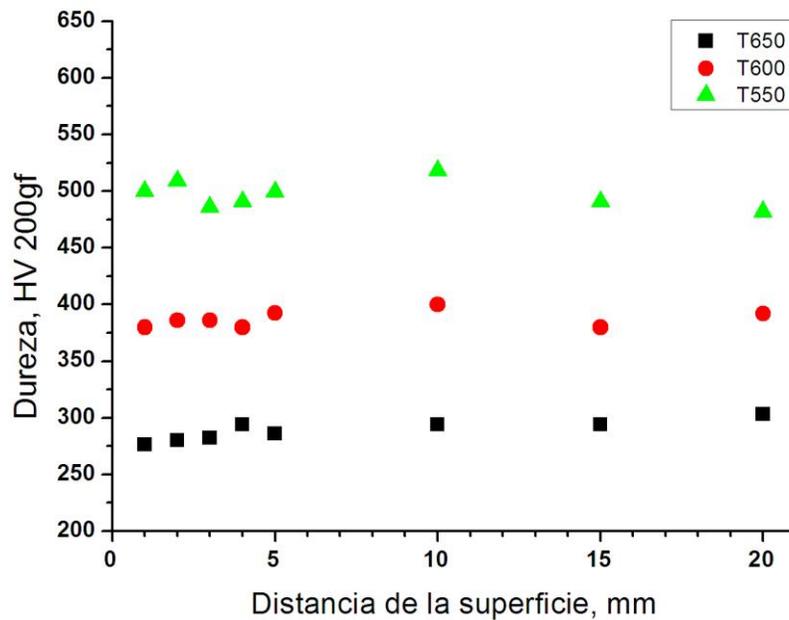


Figura 4.1. Dureza Vickers obtenida en las muestras preliminares de control, evaluadas a diferentes condiciones de condiciones de  $T_{Rev}$

Tabla 4.1. Valores de dureza promedio obtenidos en las muestras de control.

Condición / Escala	Muestra T550	Muestra T600	Muestra T650
Vickers	500 HV	385 HV	290 HV
Rockwell	49 HRC	39 HRC	29 HRC

Las microestructuras típicas de las muestras de control en la condición de T550, T600 y T650, se presentan en la figura 4.2. Adicionalmente, mediante MEB se tomaron micrografías a 2500X y 5000X con la finalidad de resolver mejor la microestructura. Las micrografías obtenidas de T550, T600 y T650 se observan en las figuras 4.3, 4.4 y 4.5 respectivamente.

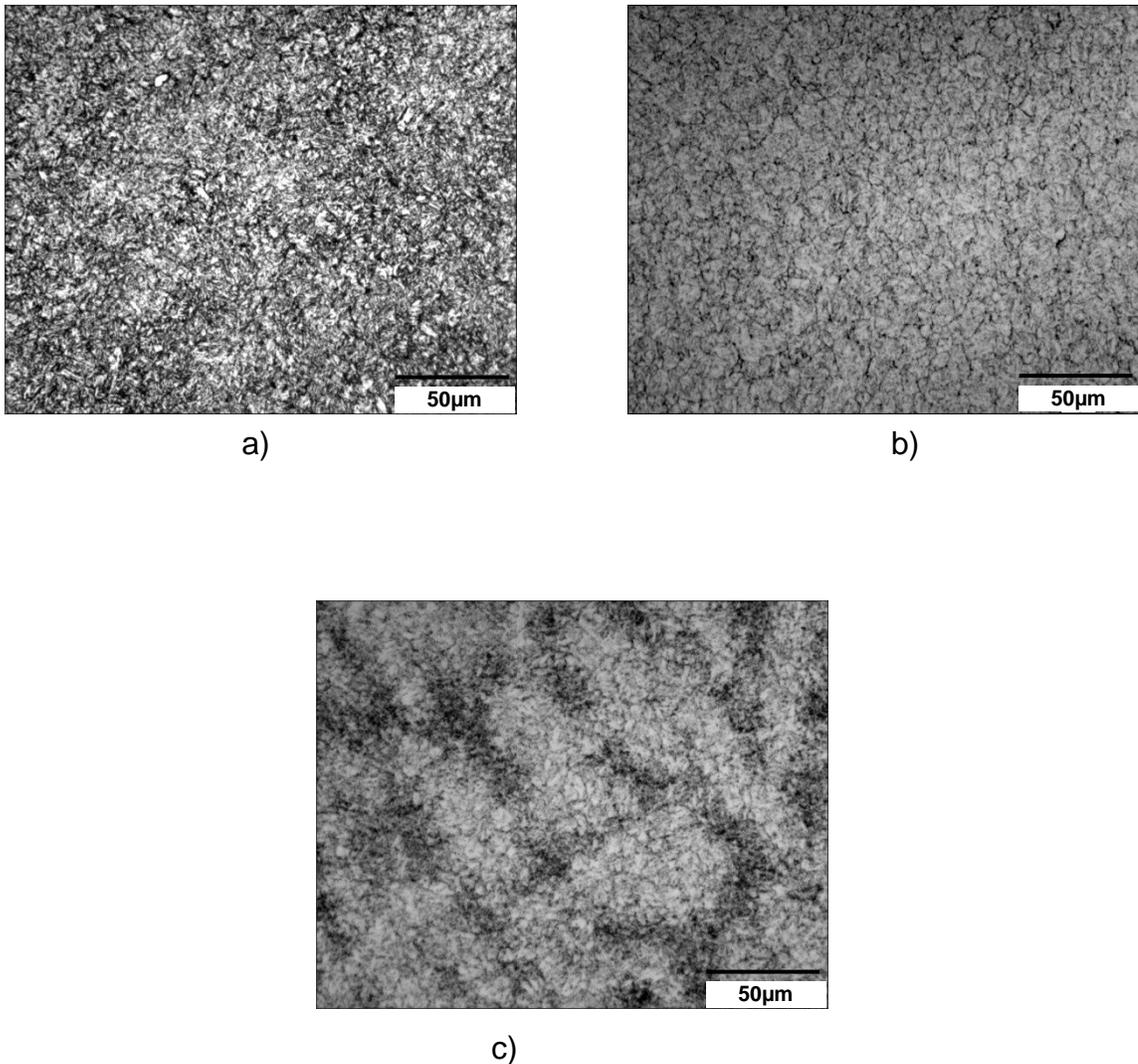


Figura 4.2. Microestructuras a 400X de las muestras preliminares de control del acero para herramienta AISI H13 en la condición de: a) T550; b) T600; c) T650.

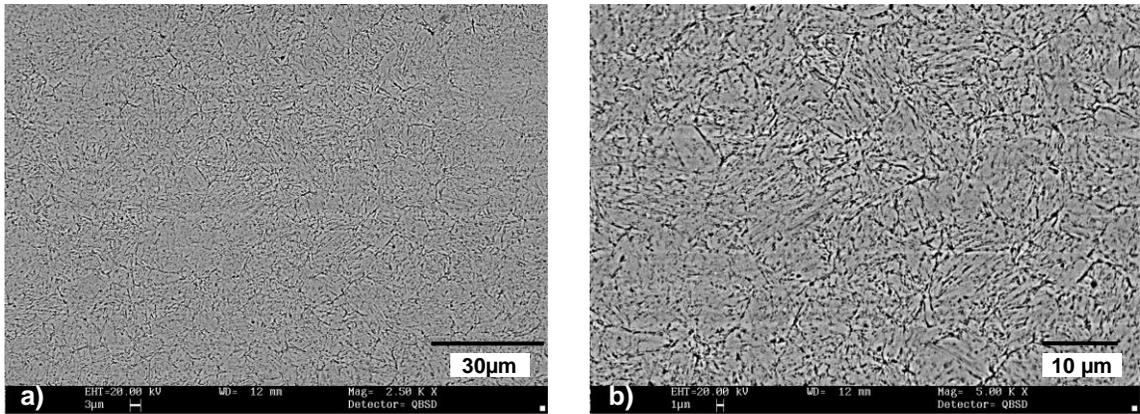


Figura 4.3. Micrografías mediante MEB de las muestras preliminares de control del acero para herramienta AISI H13, condición de T550: a) 2500X; b) 5000X.

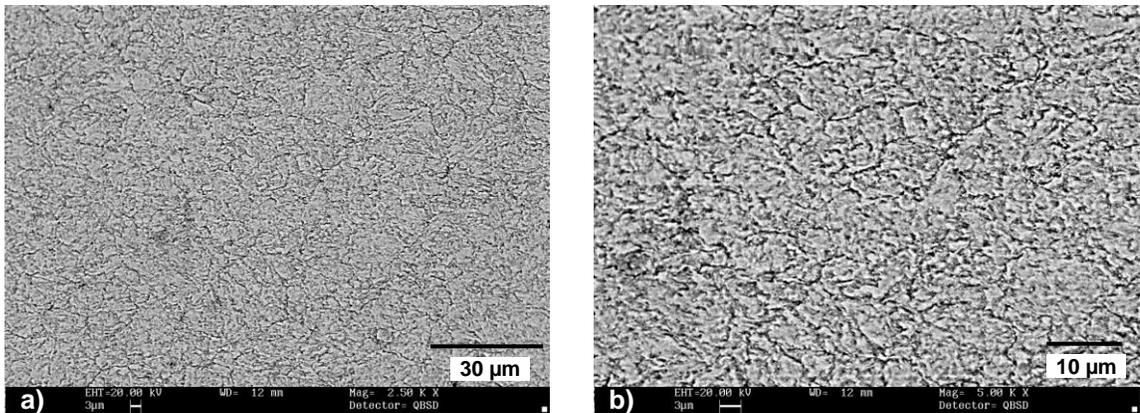


Figura 4.4. Micrografías mediante MEB de las muestras preliminares de control del acero para herramienta AISI H13, condición de T600: a) 2500X; b) 5000X.

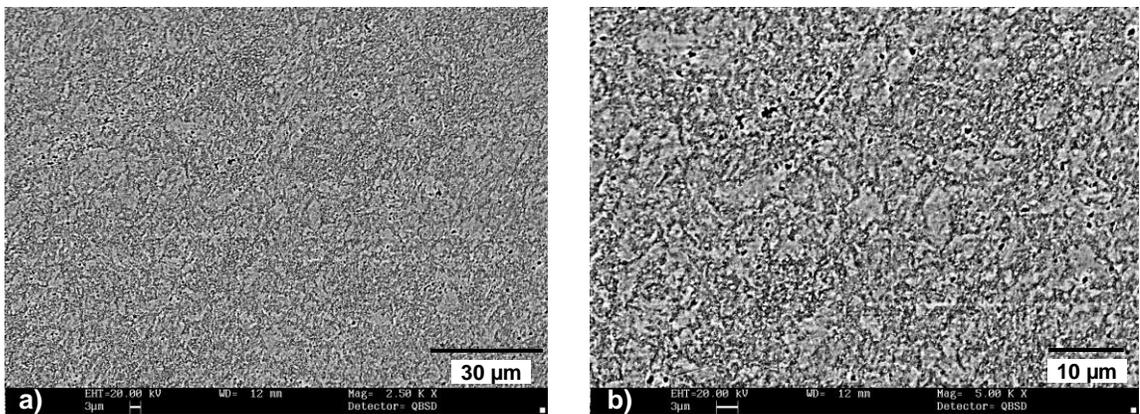


Figura 4.5. Micrografías mediante MEB de las muestras preliminares de control del acero para herramienta AISI H13, condición de T650: a) 2500X; b) 5000X.

### 4.3 Especímenes de Fatiga Térmica

#### 4.3.1 Gráficas de tratamiento térmico de especímenes de fatiga térmica

Las gráficas del tratamiento térmico realizado en el horno FELISA FE-361 sobre los especímenes de fatiga térmica se muestran en la figura 4.6 a) y b).

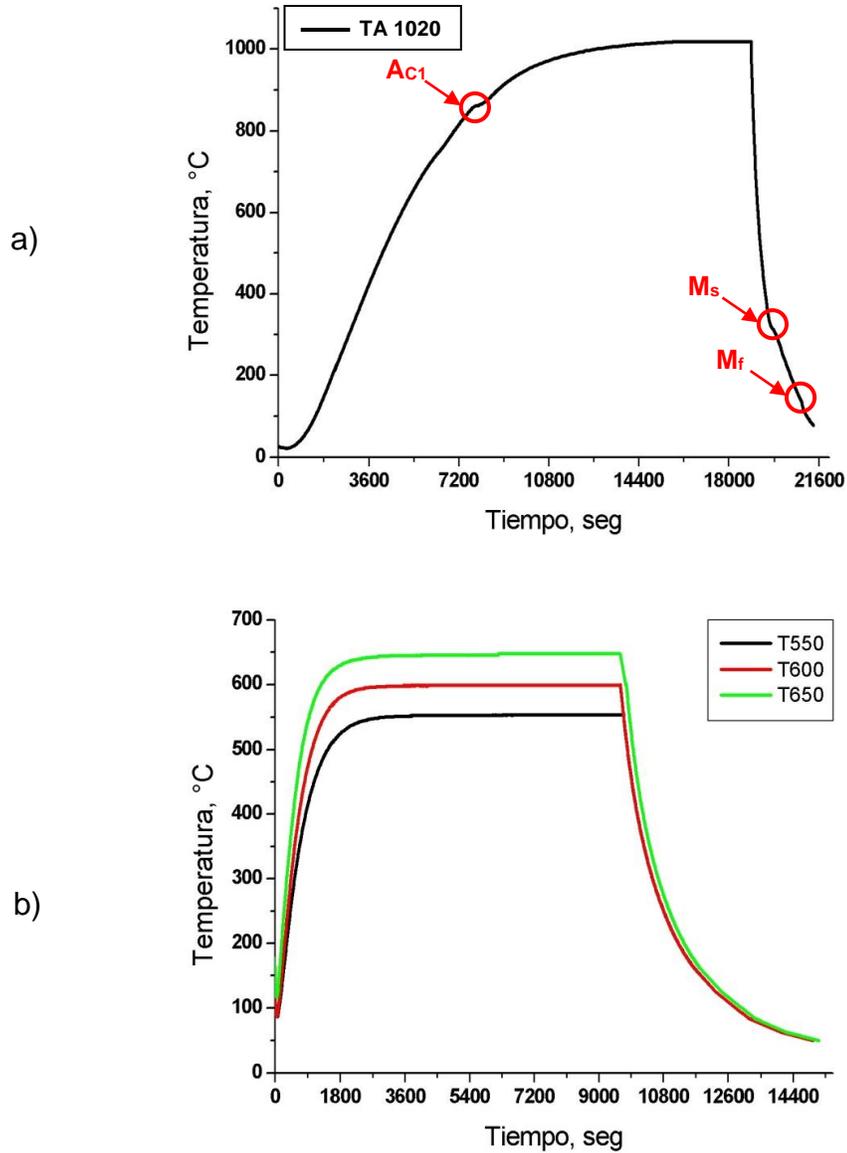


Figura 4.6. Tratamiento térmico en los especímenes de fatiga térmica: a) gráfica de austenizado; b) gráficas de las temperaturas de revenido evaluadas.

En la Figura 4.7 se presenta el diagrama de transformación isotérmica para la descomposición de la austenita en el Acero AISI H13. En la Tabla 4.2 se muestran las temperaturas críticas de transformación de fase obtenidas en los especímenes de fatiga térmica.

Temperatura de Austenizado 1020 °C. Tiempo de permanencia 30 min.

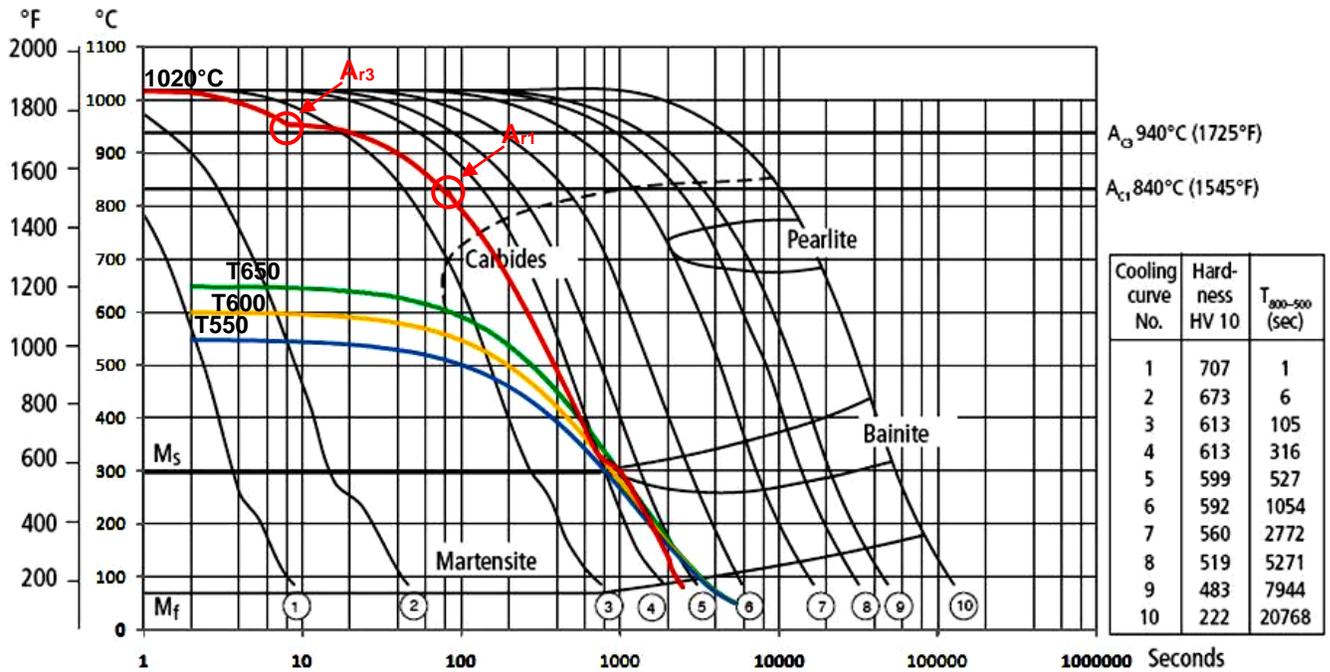


Figura 4.7. Diagrama de transformación isotérmica para descomposición de austenita en Acero AISI H13.

Tabla 4.2. Temperaturas críticas de transformación de fase obtenidas en los especímenes de fatiga térmica de acero AISI H13.

A <sub>r1</sub>	A <sub>r3</sub>	A <sub>c1</sub>	A <sub>c3</sub>	M <sub>s</sub>	M <sub>f</sub>
825 °C	955 °C	861 °C	ND	325 °C	125 °C

### 4.3.2 Ensayo de Dureza

Los resultados de las mediciones de dureza Rockwell C, realizadas en las localizaciones indicadas en la Figura 3.6, se presentan en la figura 4.8 a) y b).

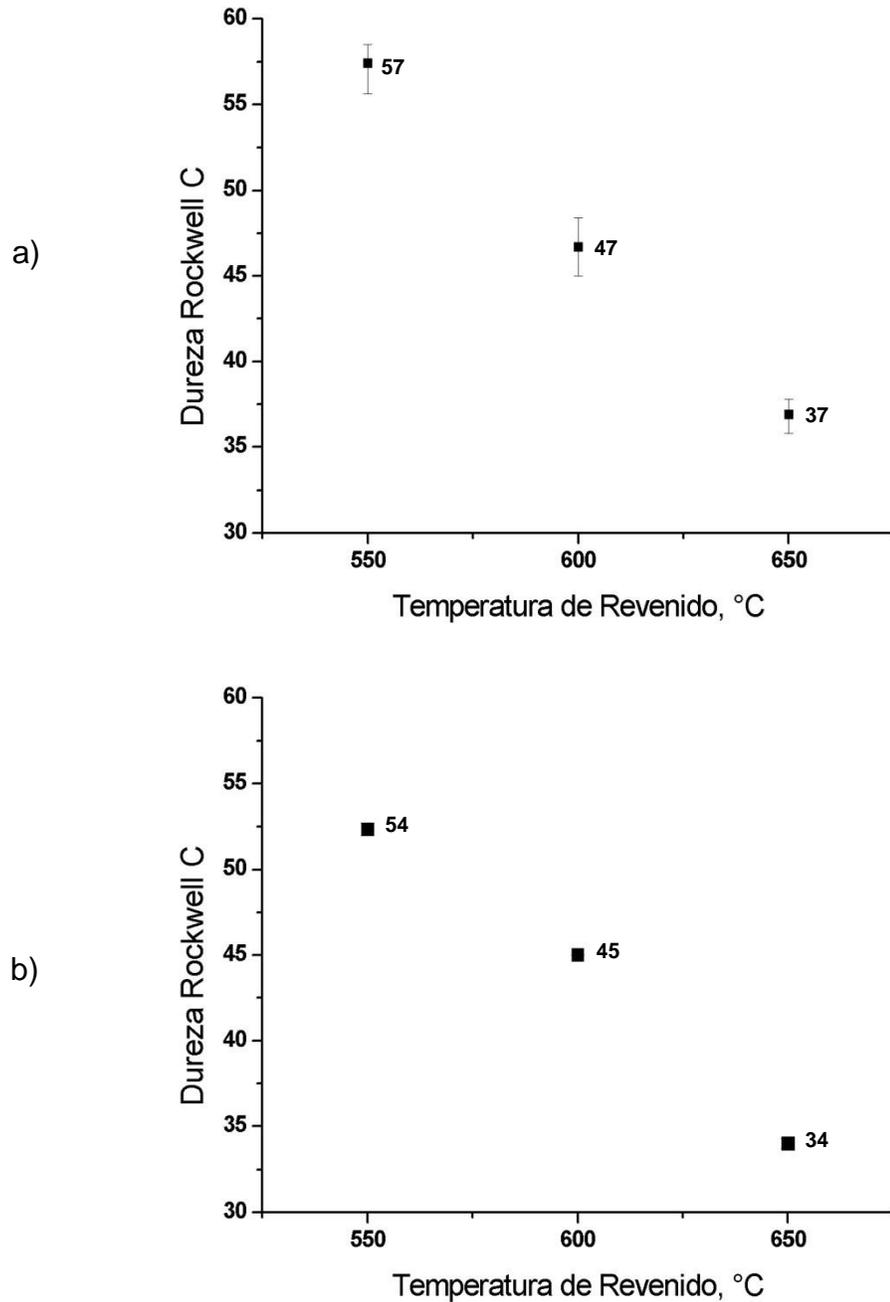


Figura 4.8. Dureza Rockwell C en las condiciones de  $T_{Rev}$  evaluadas: a) espécimen de fatiga térmica; b) probetas de tensión.

### 4.3.3 Ensayos de Tenacidad

En la figura 4.9 se muestran los resultados de tenacidad al impacto Charpy, así como las durezas de las probetas sometidas a este ensayo, bajo las diferentes condiciones de  $T_{Rev}$ . El ensayo fue realizado de acuerdo a lo descrito en la sección 3.4, graficándose el promedio de los resultados obtenidos en las probetas ensayadas.

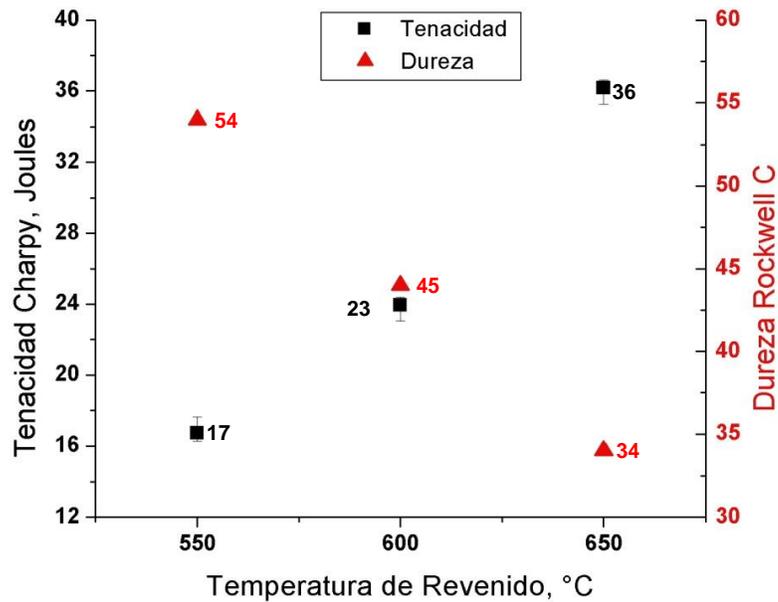
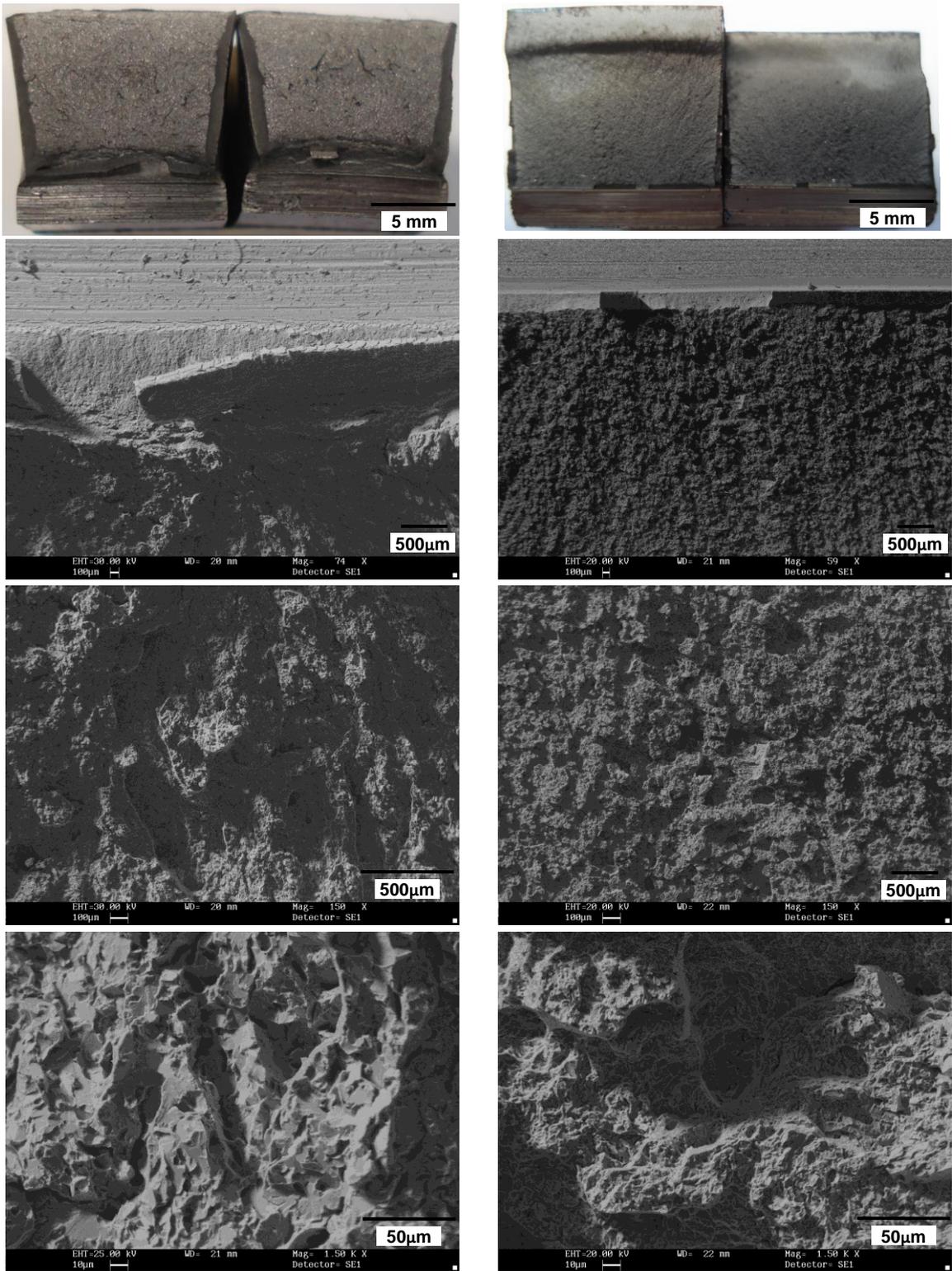


Figura 4.9. Tenacidad al impacto Charpy (Joules) y dureza Rockwell C de las probetas en función de la  $T_{Rev}$  evaluada.

### 4.3.4 Análisis Fractográfico

El análisis fractográfico se realizó en base a las imágenes adquiridas mediante MEB sobre la superficie de falla de las probetas Charpy. Estas imágenes se observan en la figura 4.10 a) y b) para la condición de recocido y T550, respectivamente; y en la Figura 4.11 a) y b) para la condición de T600 y T650, respectivamente.



a)

b)

Figura 4.10. Fractografías del acero AISI H13 en probetas Charpy ensayadas:  
a) Condición de Recocido; b) Condición de T550

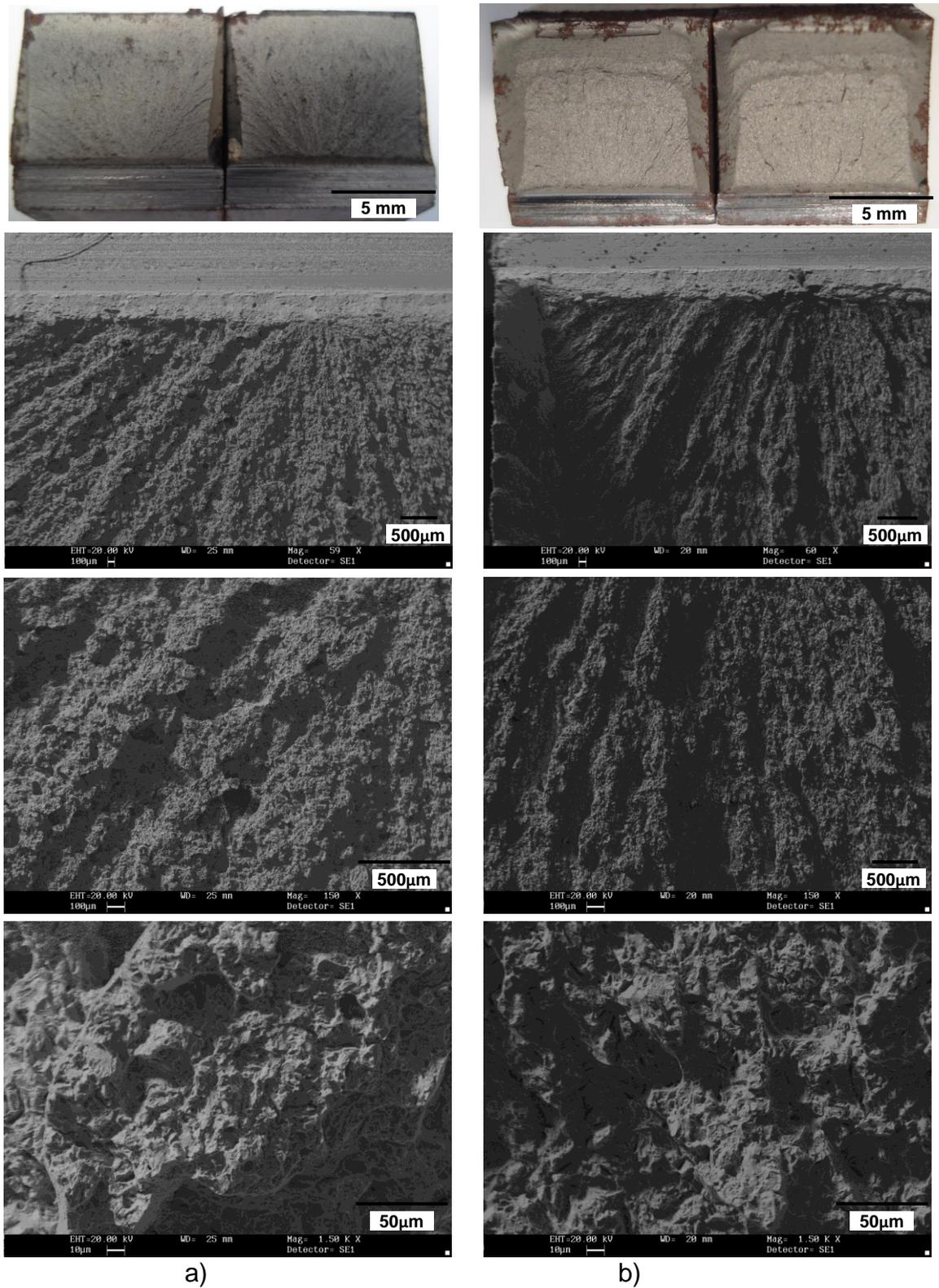


Figura 4.11. Fractografías del acero AISI H13 en probetas Charpy ensayadas:  
a) Condición de T600; b) Condición de T650

#### 4.3.5 Difracción de Rayos X (DRX)

En las Figuras 4.12 y 4.13 a), b) y c), se muestran los resultados de los análisis de DRX. Estos análisis se realizaron según el procedimiento descrito en la sección 3.4.2, para detectar la posible presencia de austenita retenida en las diferentes condiciones de revenido del Acero AISI H13.

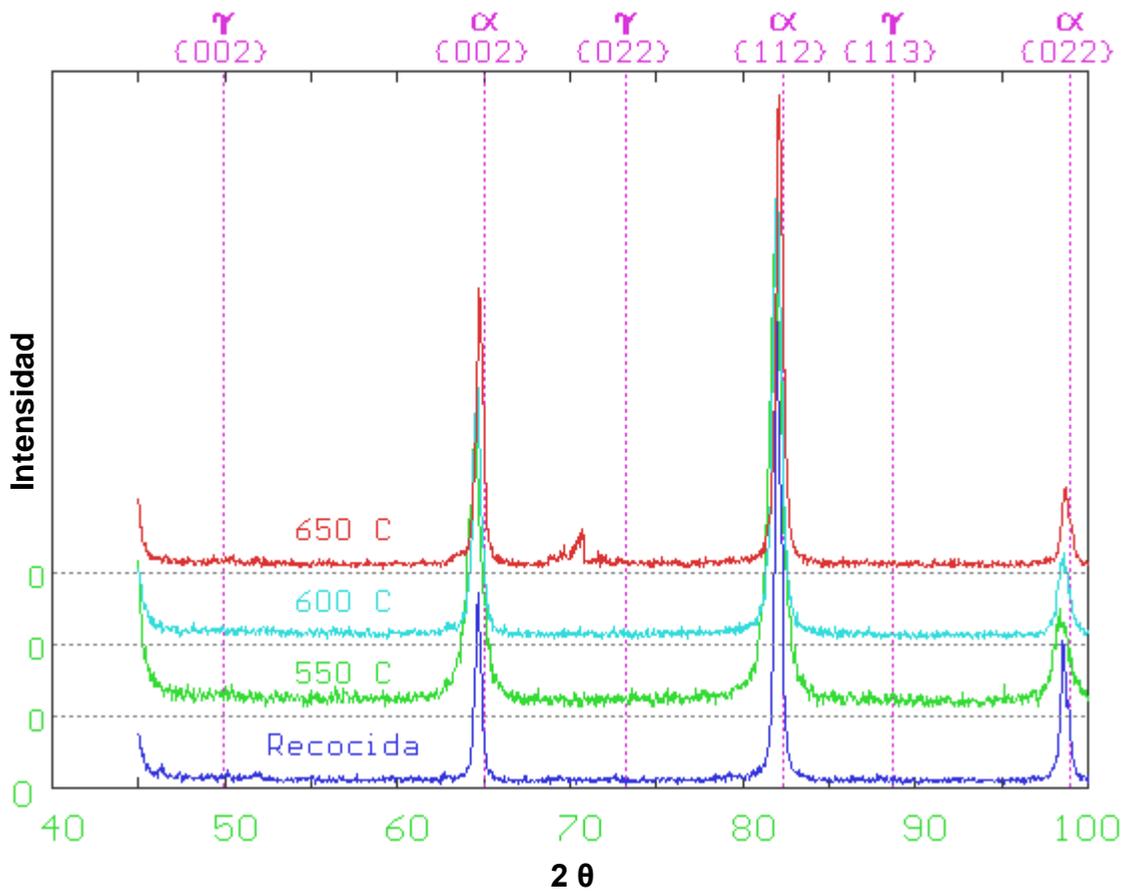


Figura 4.12. Intensidad contra ángulo  $2\theta$  de las fases de ferrita y austenita en las diferentes condiciones de  $T_{Rev}$  del acero AISI H13.

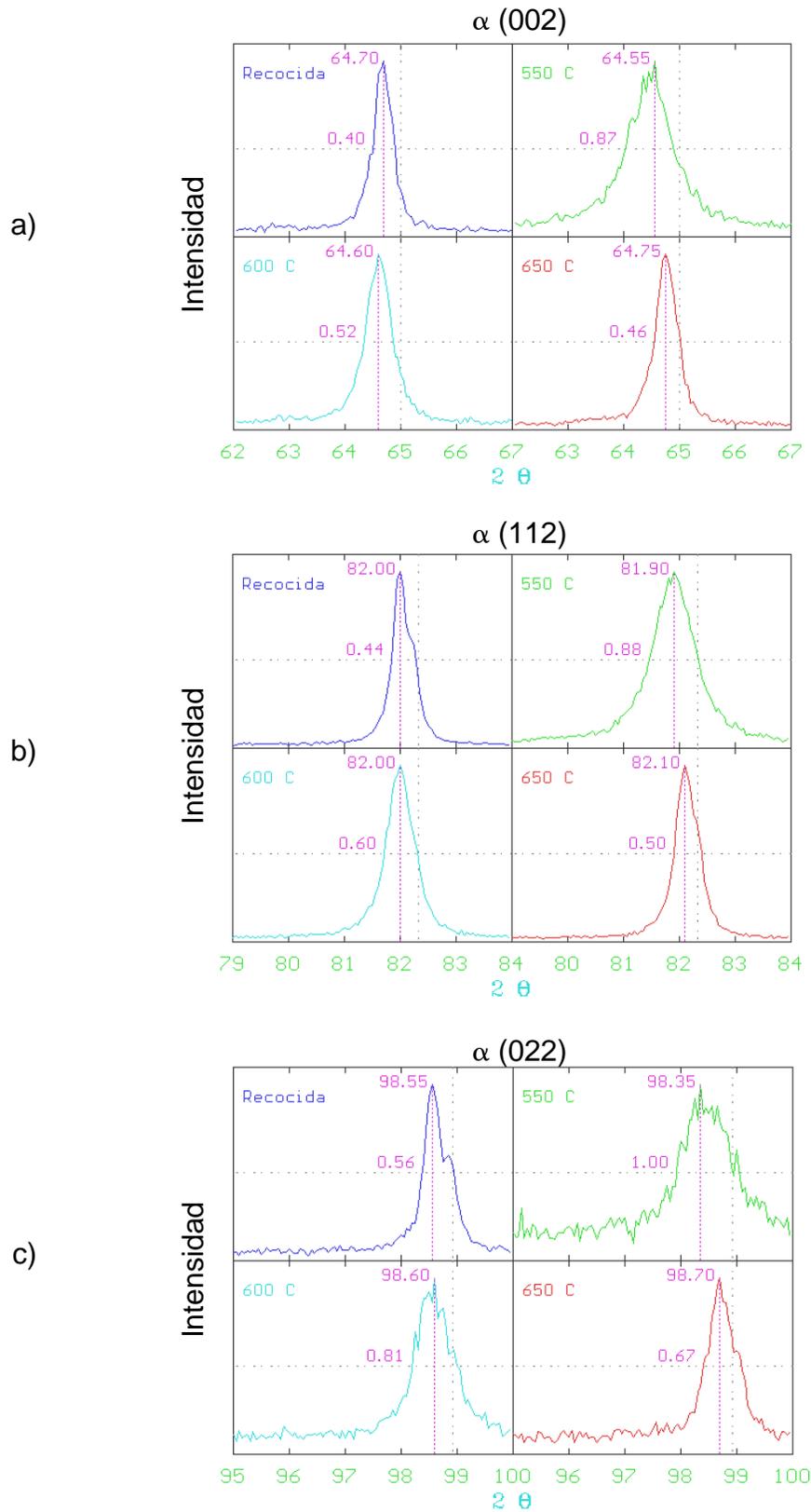


Figura 4.13. Intensidad y ancho de pico de la fase ferrita en los diferentes planos evaluados: a)  $\alpha$  (002); b)  $\alpha$  (112); c)  $\alpha$  (022).

#### 4.3.6 Ensayo de Tensión

En la Figura 4.14 se presentan los resultados de los ensayos de tensión realizados en las probetas tratadas bajo las condiciones de  $T_{Rev}$  evaluadas. En la Tabla 4.3 se muestran las propiedades mecánicas obtenidas para las probetas del acero AISI H13. El procedimiento para realizar el ensayo de tensión se describe en la sección 3.5.

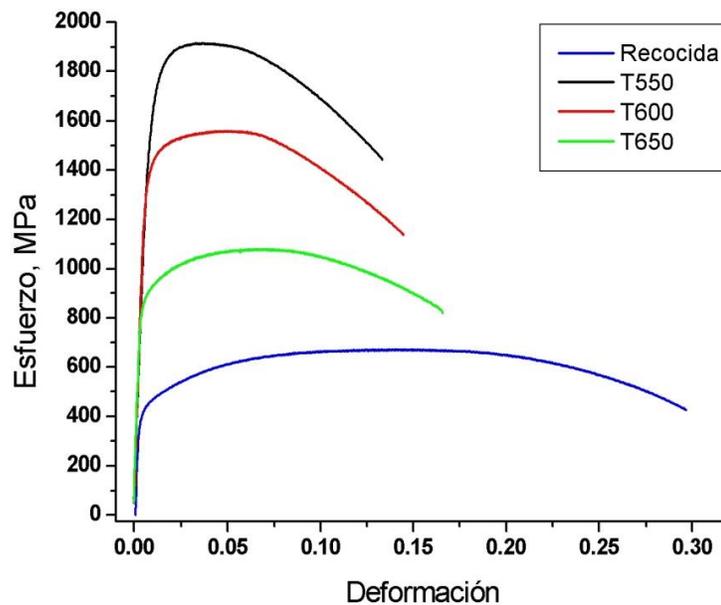


Figura 4.14. Curvas de esfuerzo – deformación obtenidas a las diferentes condiciones de  $T_{Rev}$  del acero AISI H13.

Tabla 4.3. Propiedades Mecánicas obtenidas del ensayo de tensión en probetas del acero AISI H13.

Condición	Esfuerzo de Cedencia (MPa)	Esfuerzo Máximo a la tensión (MPa)	Elongación (%)	Reducción de Area (%)	HRC
T550	1625	1913	4.4	25.8	54
T600	1394	1557	4.9	26.8	45
T650	883	1077	6.0	27.6	34

#### 4.3.6.1 Microestructuras del Ensayo de Tensión

En la Figura 4.15 se observan las microestructuras de las condiciones de  $T_{Rev}$  analizadas, las cuales fueron evaluadas en el extremo sin deformación de la probeta de tensión.

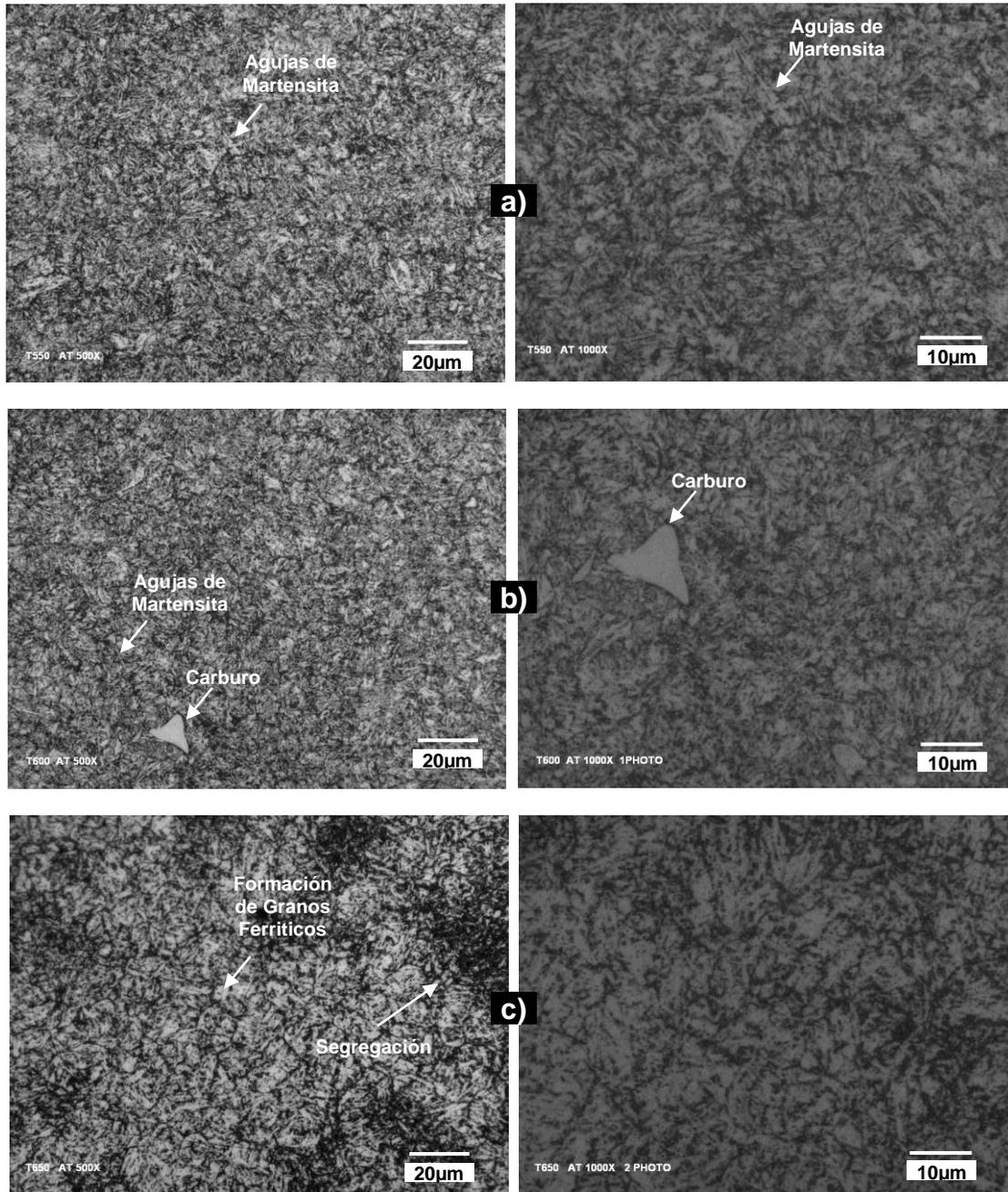


Figura 4.15. Microestructuras en condiciones de  $T_{Rev}$  a) T550; b) T600; c) T650.

#### 4.3.7 Rugosidad en probetas de fatiga térmica

Se registraron perfiles de rugosidad en 2 especímenes antes de ser sometidos al ensayo de fatiga térmica. Estos perfiles se registraron en la dirección transversal a las líneas de maquinado, obteniéndose los valores de rugosidad promedio que se muestran en la Tabla 4.4. Se realizaron 8 barridos en la sección donde se efectuó el calentamiento por inducción; cada uno de longitud 4 mm, analizando una longitud total de 32 mm, como se muestra en la Figura 4.16.

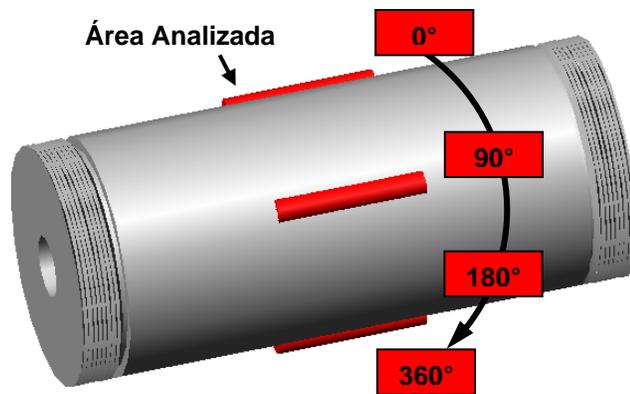


Figura 4.16. Perfiles de rugosidad registrados en los especímenes de fatiga térmica, se delimita en rojo el área donde se realizaron las mediciones.

Tabla 4.4. Rugosidad promedio (Ra) en especímenes de fatiga térmica.

Muestra	Dirección de barrido	Rugosidad (Ra)	
T550	Transversal a las líneas del maquinado	0°	1.50 $\mu\text{m}$
		90°	1.56 $\mu\text{m}$
		180°	1.48 $\mu\text{m}$
		270°	1.46 $\mu\text{m}$
T600	Transversal a las líneas del maquinado	0°	1.58 $\mu\text{m}$
		90°	1.79 $\mu\text{m}$
		180°	1.33 $\mu\text{m}$
		270°	1.78 $\mu\text{m}$

#### 4.3.8 Perfiles de temperatura en la MEFT

En base a lo descrito en la sección 3.6.5, la Figura 4.17 muestra los ciclos térmicos a los cuales se sometió el espécimen de acero AISI H13 en condición endurecida. Utilizando un pirómetro óptico Modline 5G Ircon se registró la temperatura superficial y mediante 3 termopares tipo K situados a 5, 10 y 15 mm de profundidad, se registraron los ciclos térmicos generados en el material.

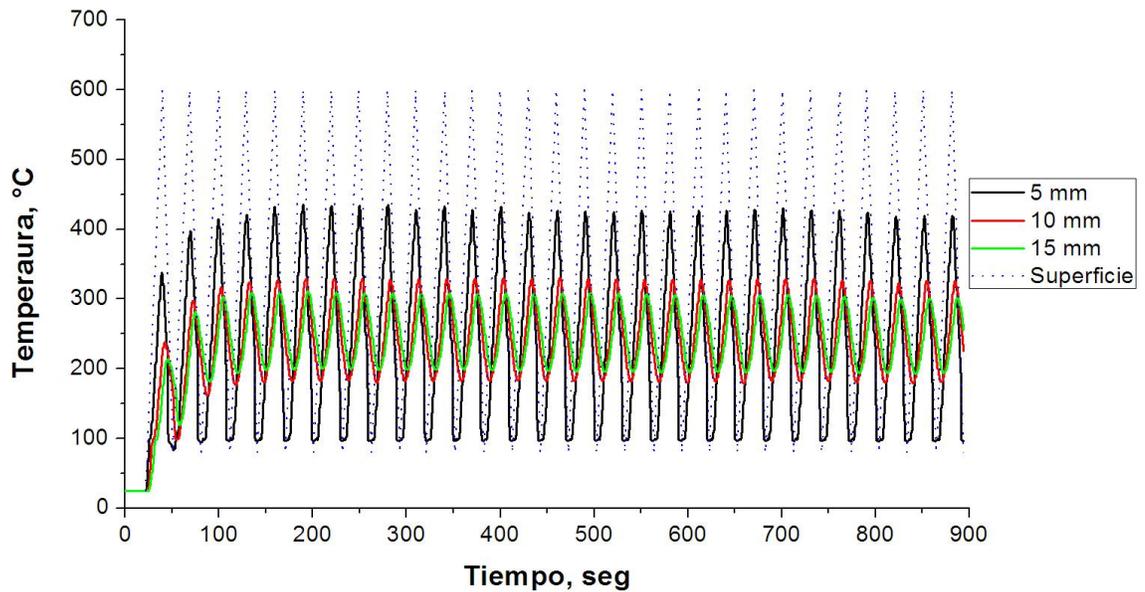


Figura 4.17. Perfil de temperatura en los especímenes de fatiga térmica al ser sometidos a ciclos térmicos en la MEFT. Temperatura superficial (azul), temperatura a 5 mm de la superficie (negro), temperatura a 10 mm de la superficie (rojo), temperatura a 15 mm de la superficie (verde).

#### 4.3.9 Agrietamiento Superficial en especímenes de fatiga térmica

Para evaluar el daño producido por la exposición a la fatiga térmica conforme se incrementa el número de ciclos aplicados en la MEFT, se valoró la superficie de las probetas. Las Figuras 4.18, 4.19 y 4.20 muestran el agrietamiento superficial para 500, 1000 y 2000 ciclos, respectivamente. De

igual manera, en las Figuras 4.21 a 4.29 se muestran para cada una de las condiciones de la Tabla 3.2.

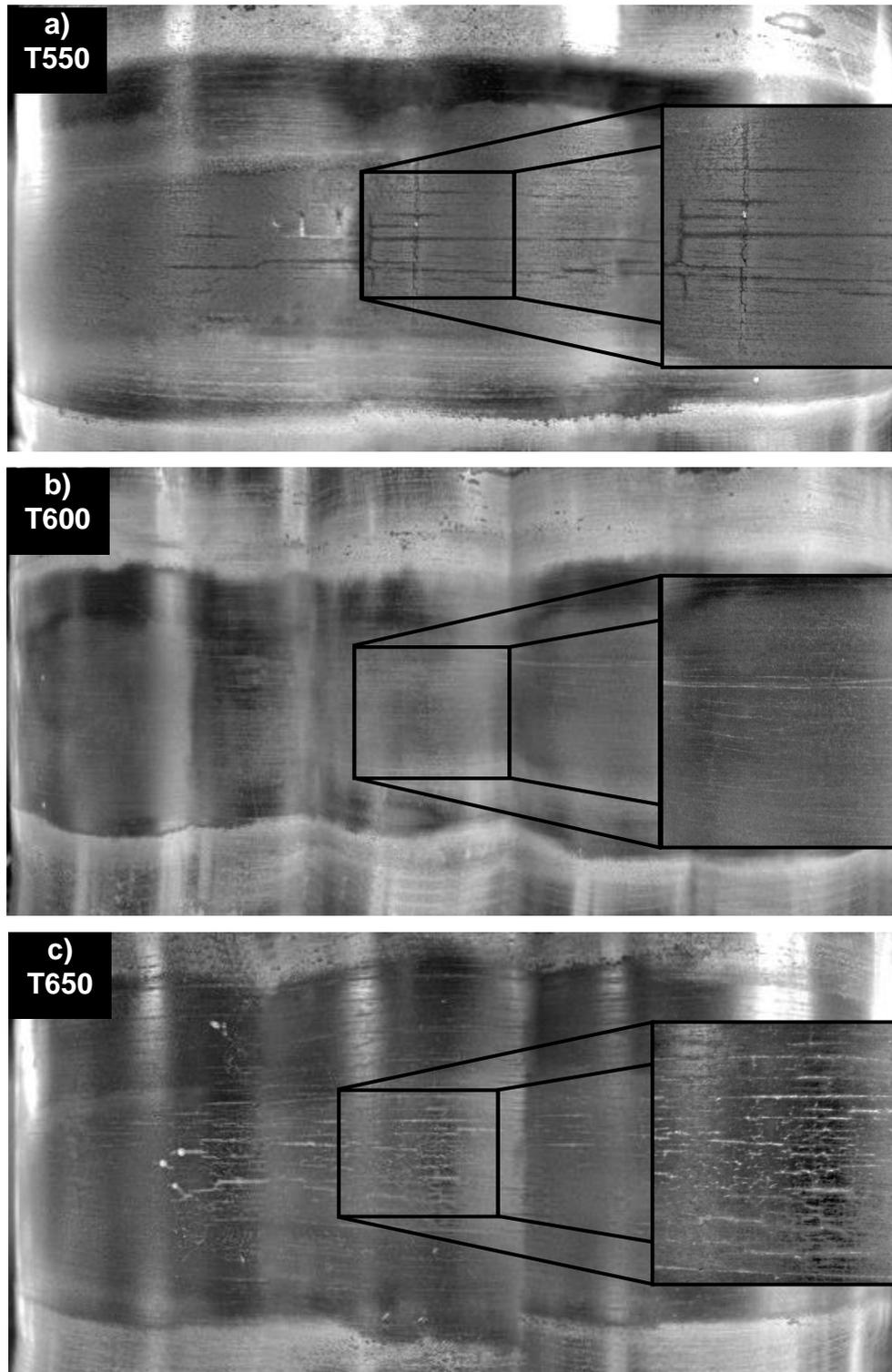


Figura 4.18. Agrietamiento superficial posterior a 500 ciclos en la MEFT.

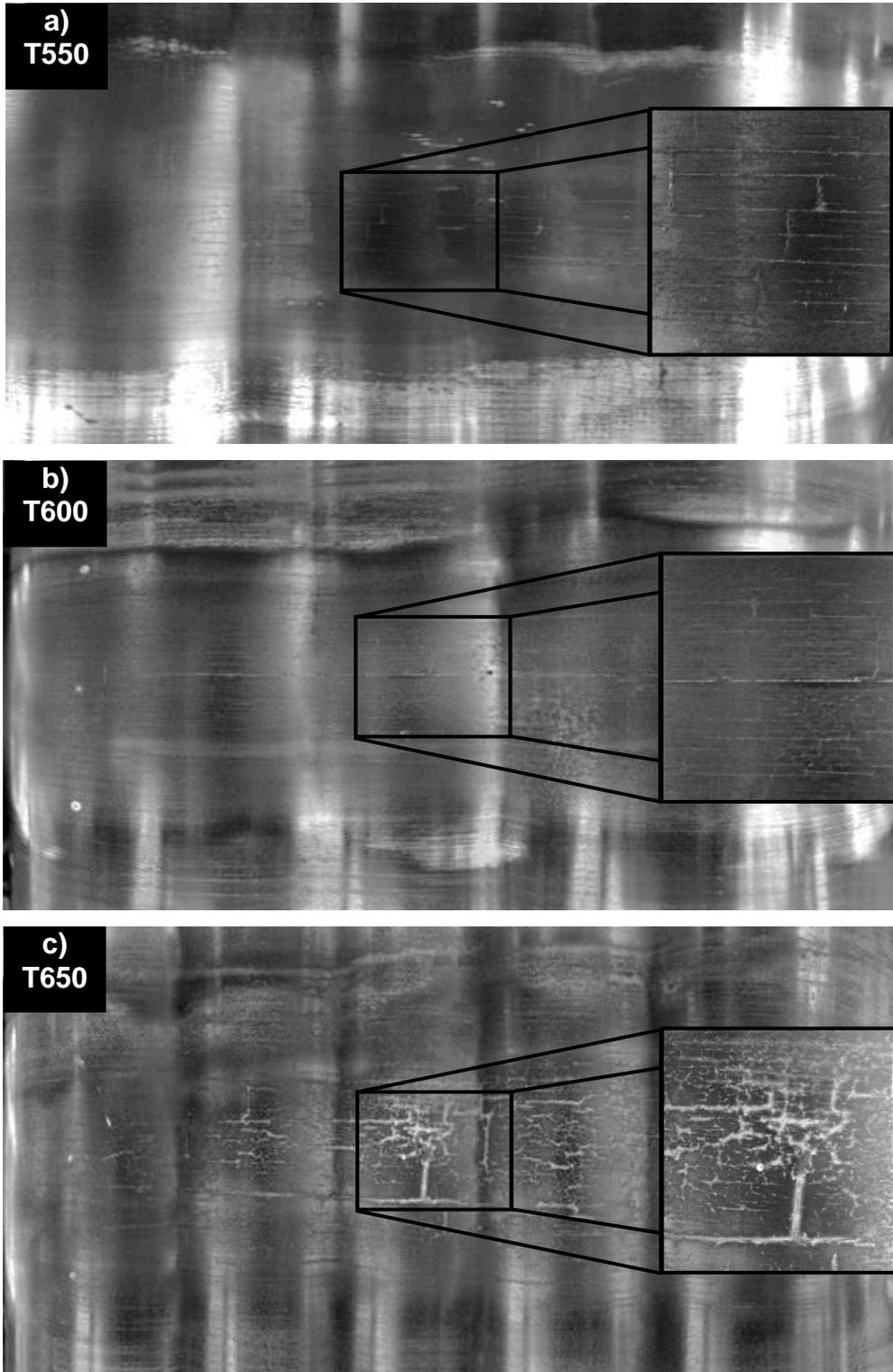


Figura 4.19. Agrietamiento superficial posterior a 1000 ciclos en la MEFT.

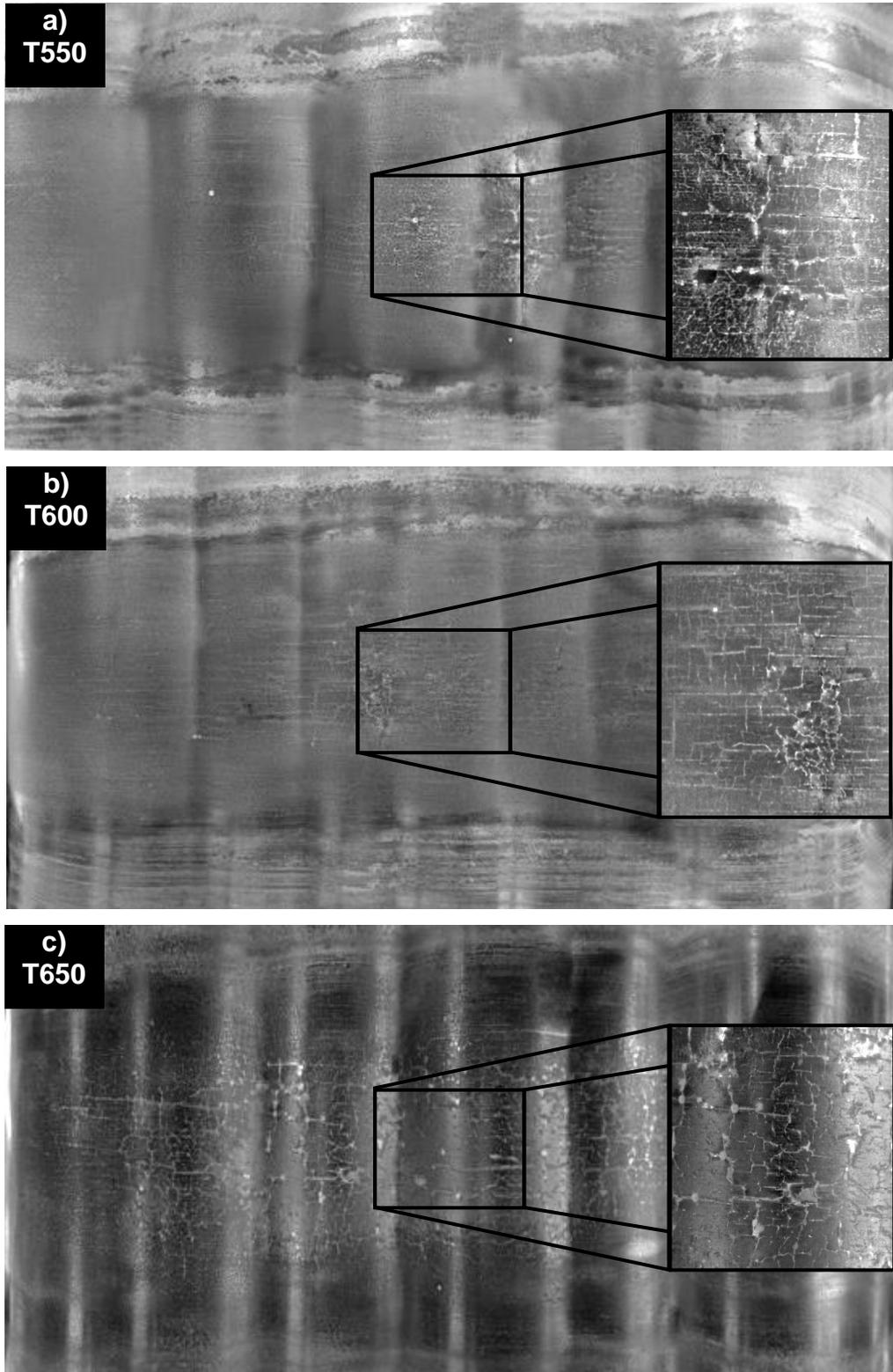


Figura 4.20. Agrietamiento superficial posterior a 2000 ciclos en la MEFT.

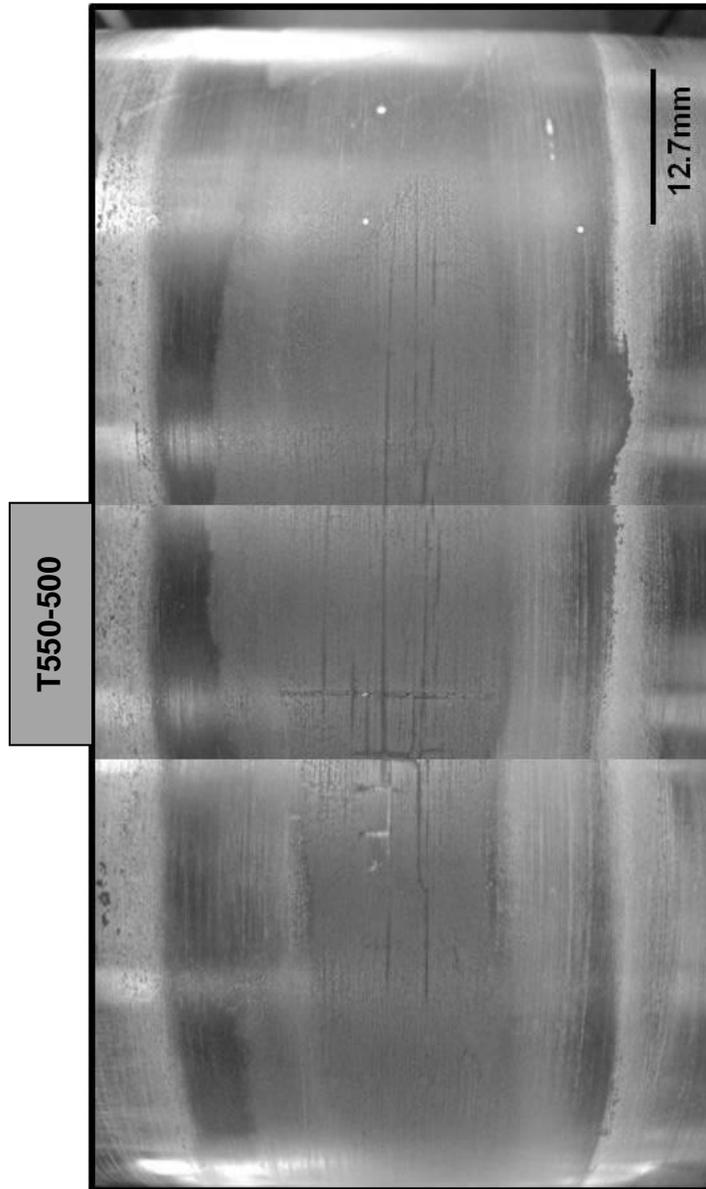


Figura 4.21. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T550, después de haber sido sometido a 500 ciclos en la MEFT.

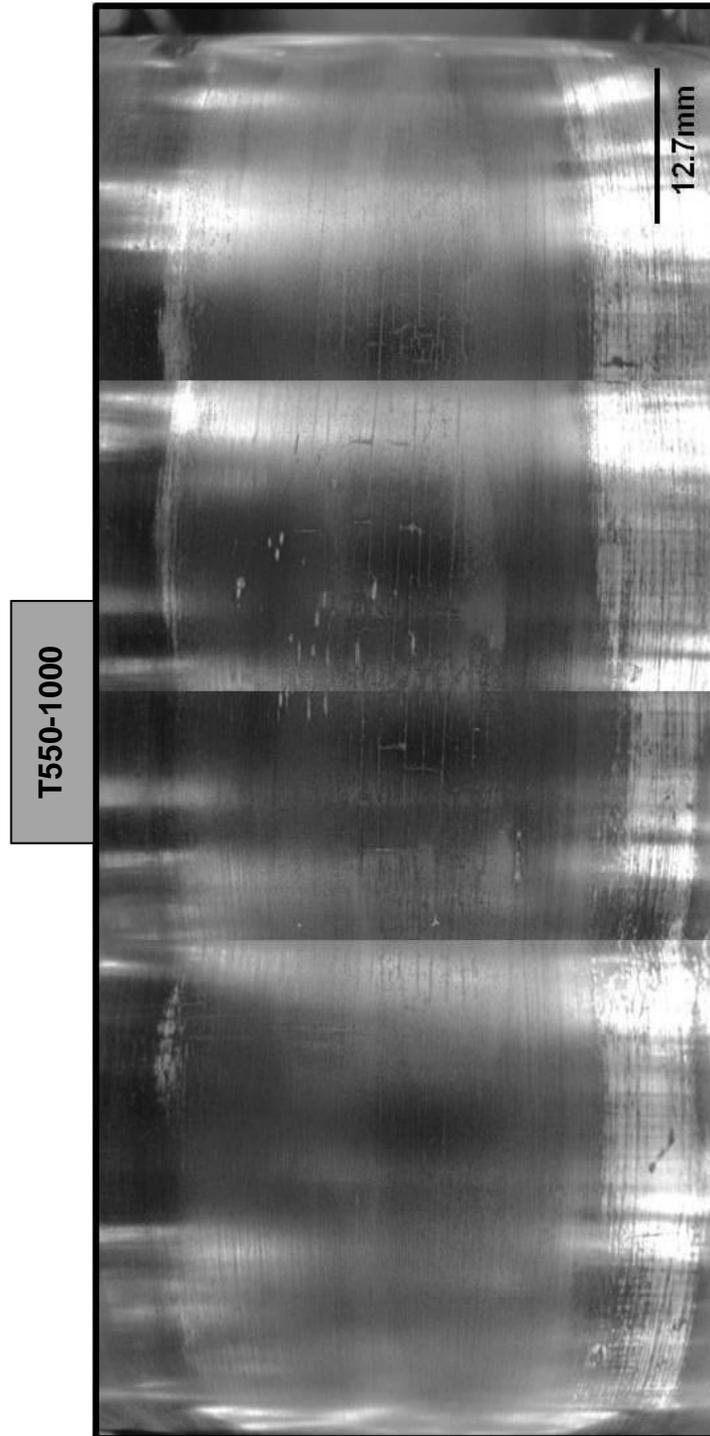


Figura 4.22. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T550, después de haber sido sometido a 1000 ciclos en la MEFT.

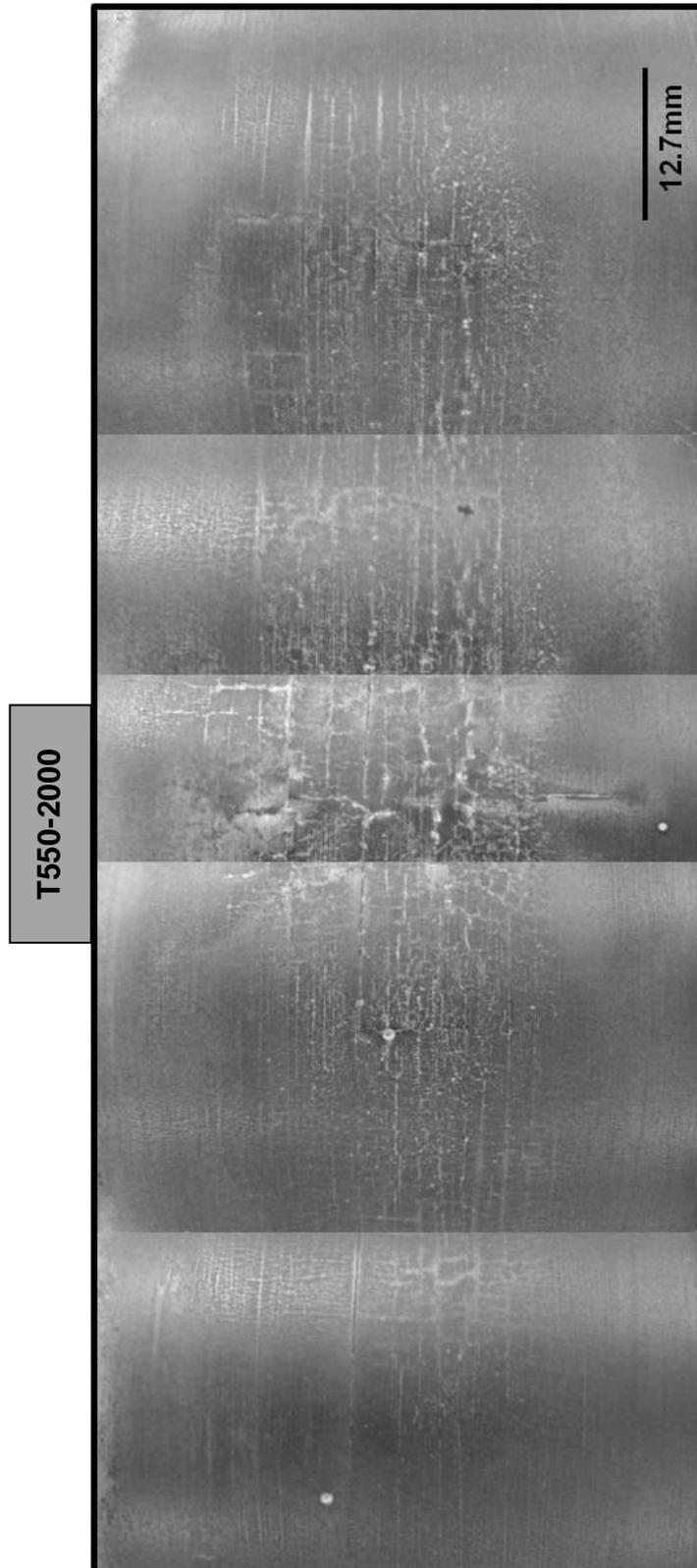


Figura 4.23. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T550, después de haber sido sometido a 2000 ciclos en la MEFT.

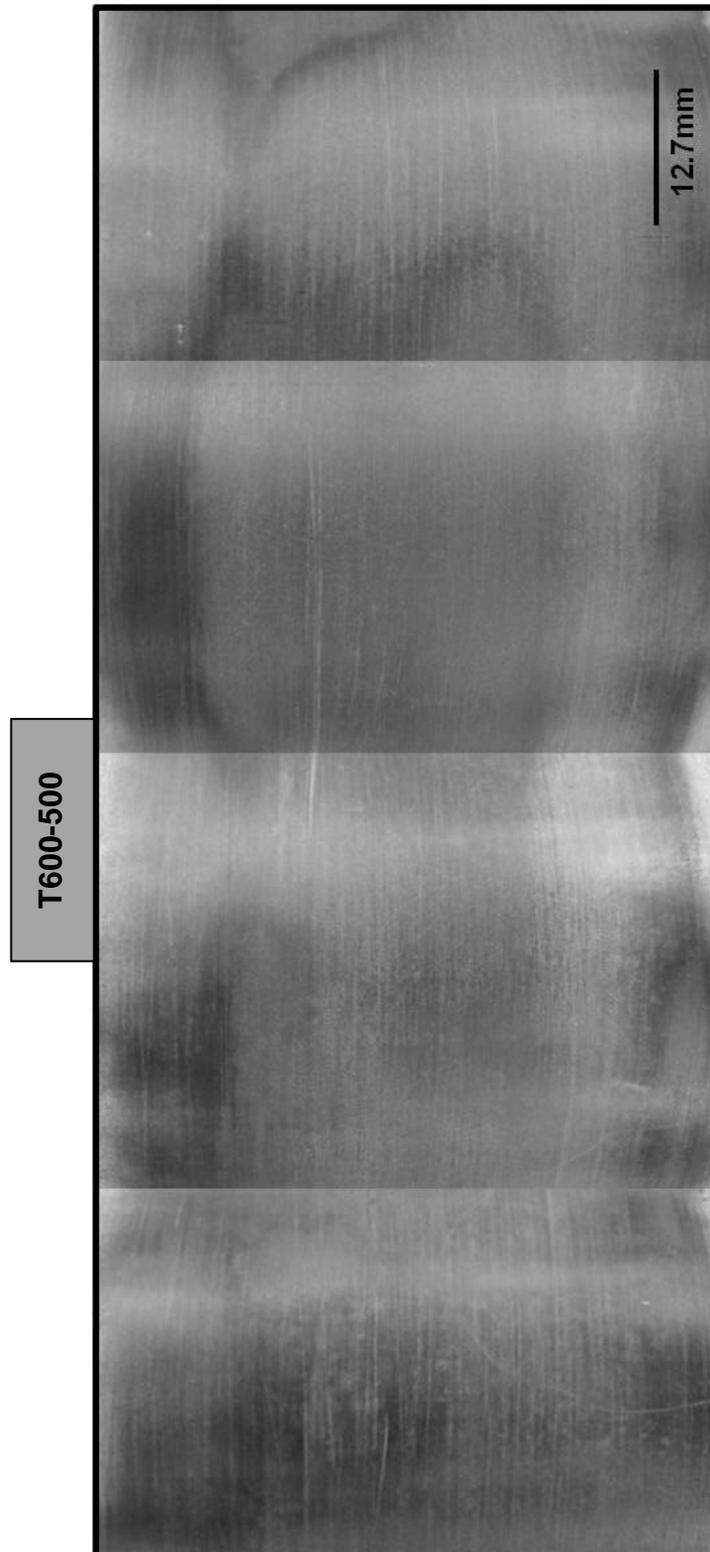


Figura 4.24. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T600, después de haber sido sometido a 500 ciclos en la MEFT.

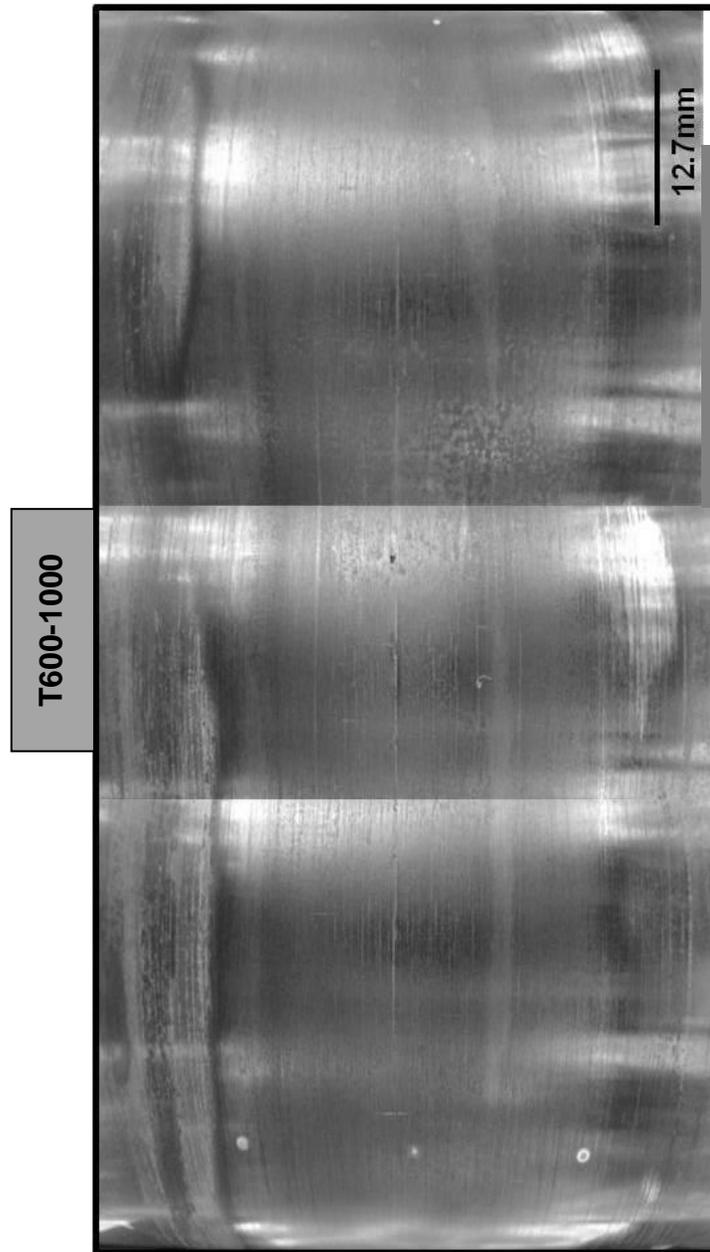


Figura 4.25. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T600, después de haber sido sometido a 1000 ciclos en la MEFT.

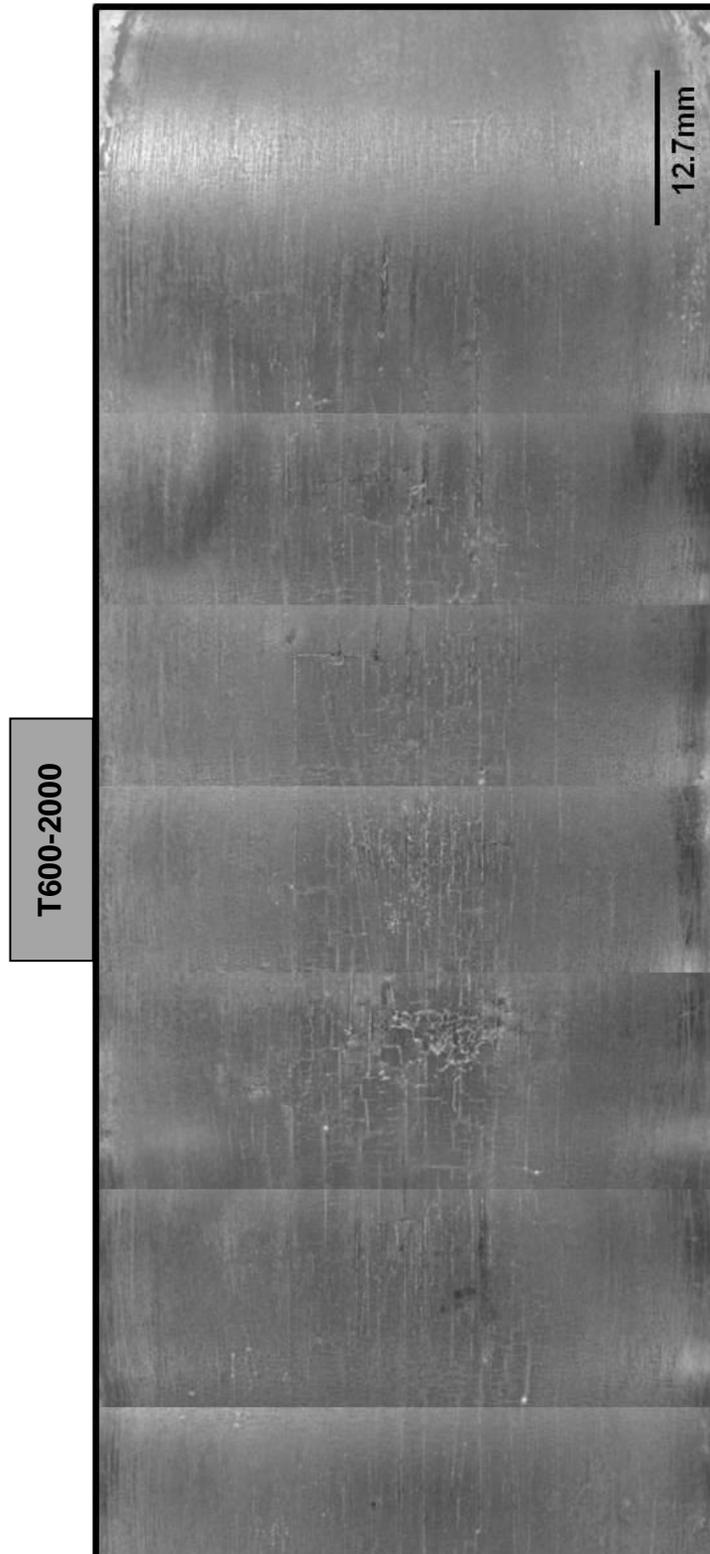


Figura 4.26. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T600, después de haber sido sometido a 2000 ciclos en la MEFT.

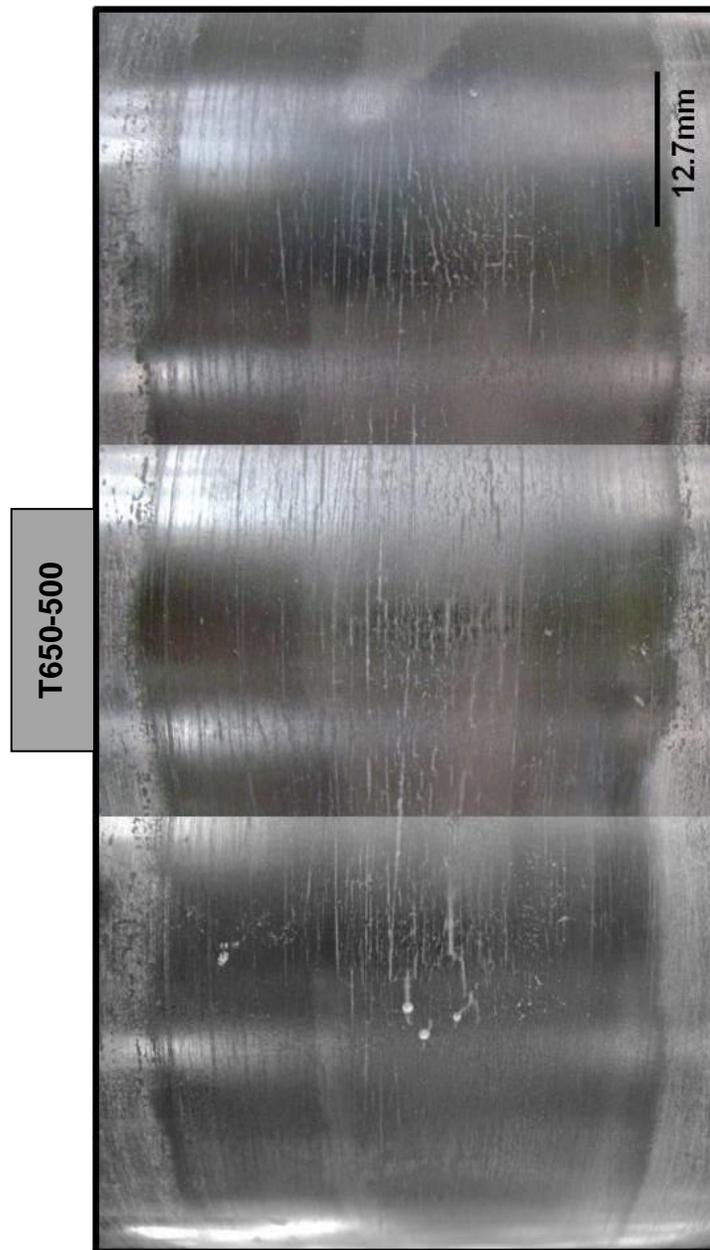


Figura 4.27. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T650, después de haber sido sometido a 500 ciclos en la MEFT.

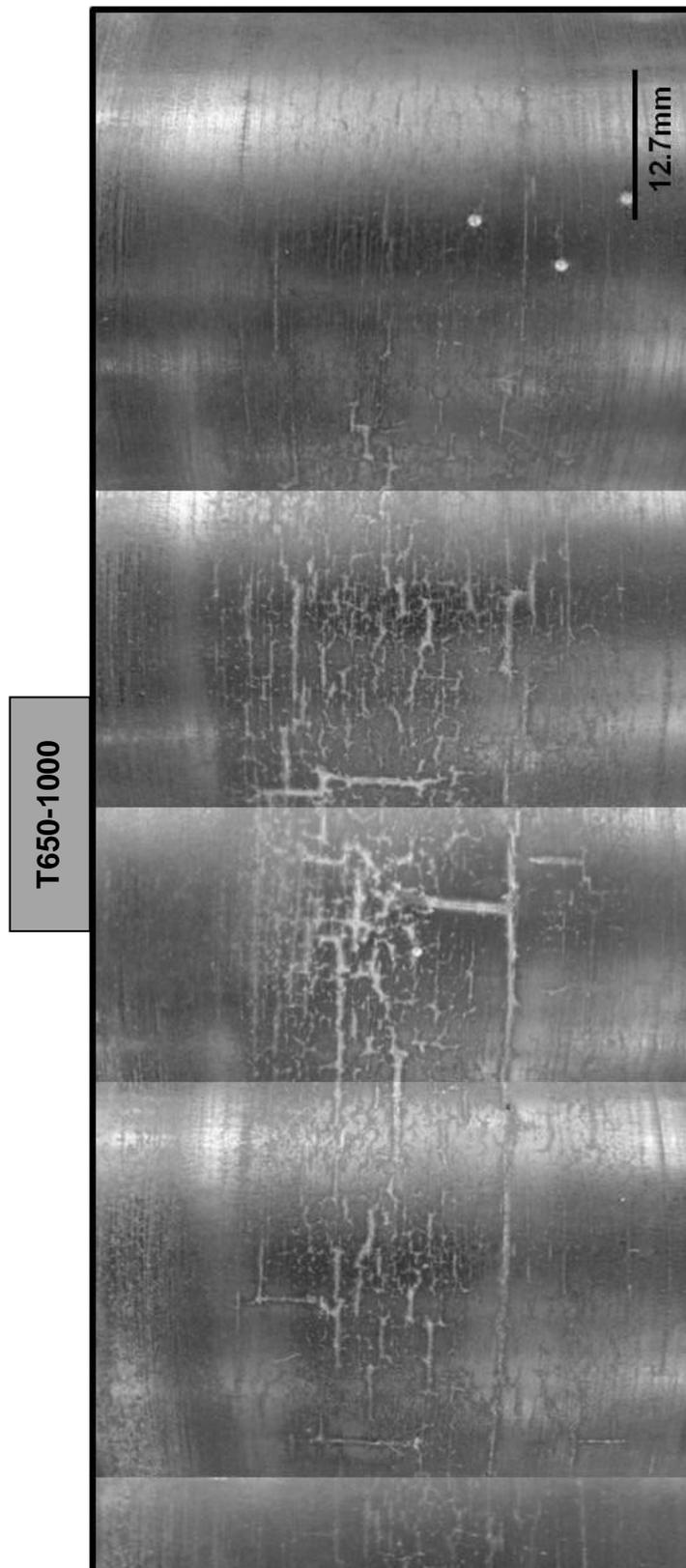


Figura 4.28. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T650, después de haber sido sometido a 1000 ciclos en la MEFT.

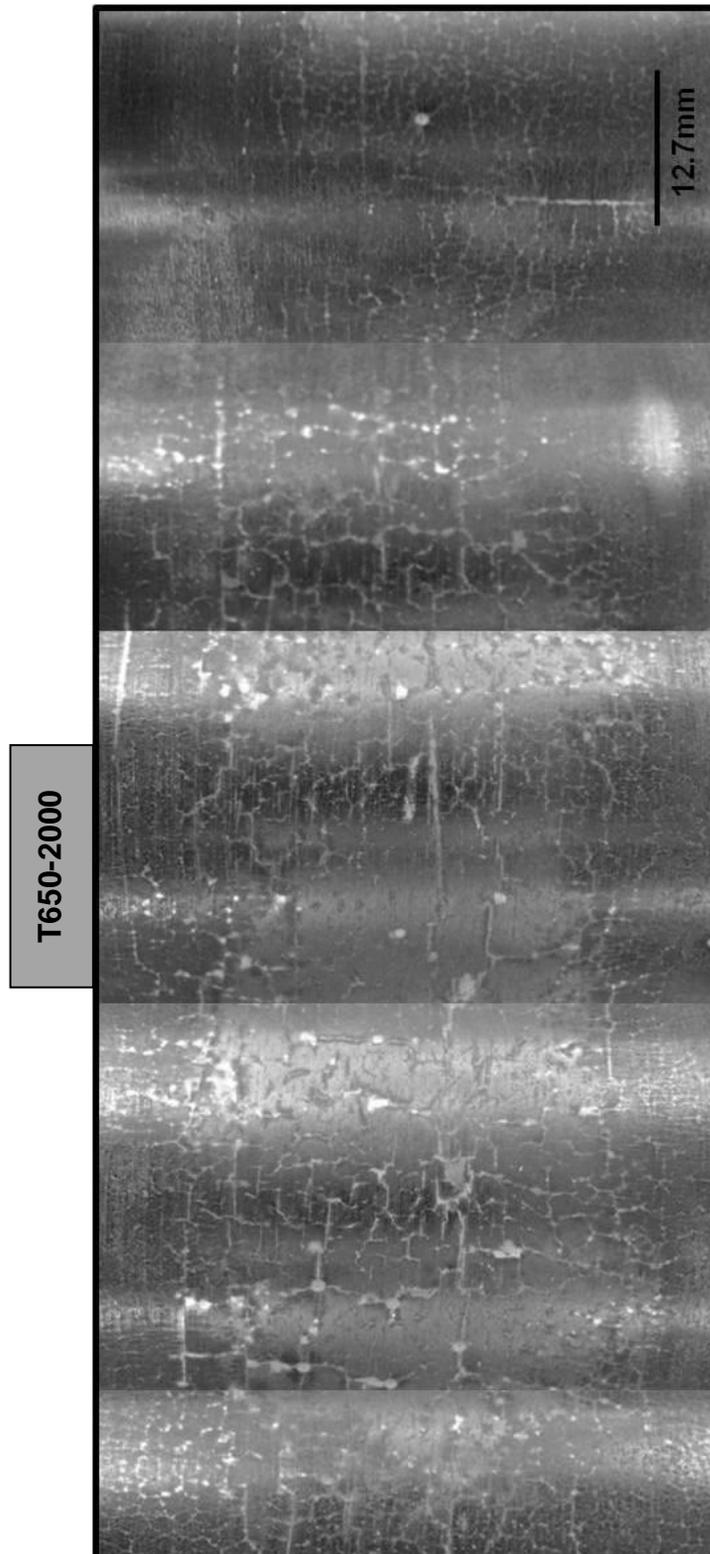


Figura 4.29. Agrietamiento superficial observado en el espécimen de fatiga térmica T650, después de haber sido sometido a 2000 ciclos en la MEFT.

El análisis cuantitativo del agrietamiento superficial se presenta en la Figura 4.30, donde se especifica el porcentaje de área superficial agrietada y no agrietada, evaluado a 500 y 2000 ciclos.

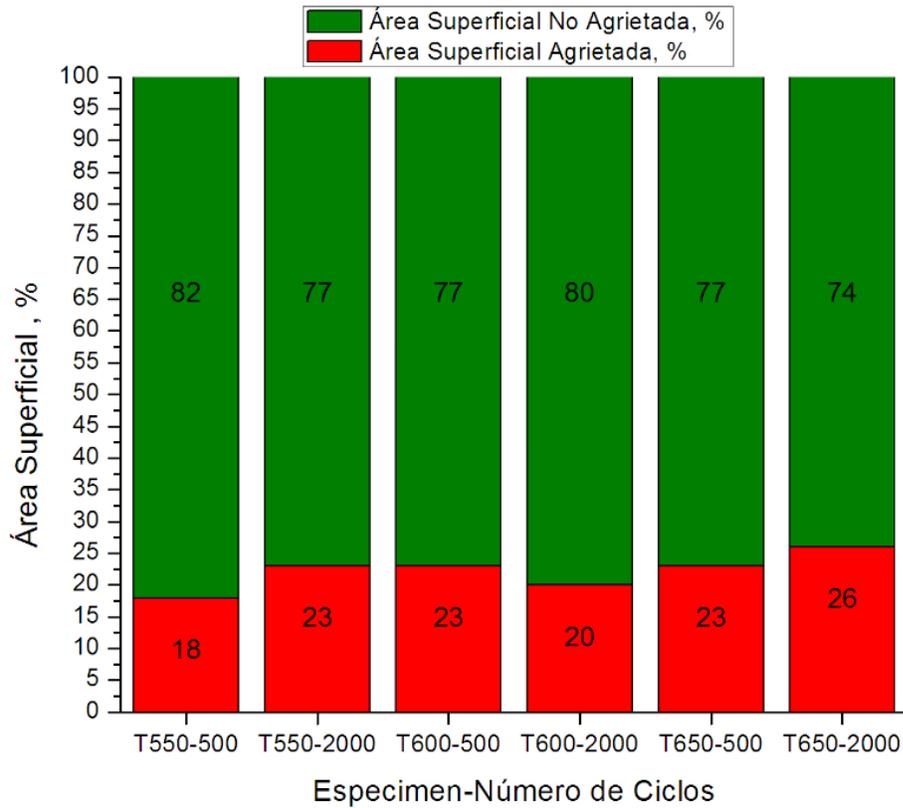


Figura 4.30. Porcentaje de área superficial agrietada y no agrietada, evaluado a 500 y 2000 ciclos.

En la Figura 4.31 se muestran las metalografías sobre las cuales se realizó el análisis cuantitativo del agrietamiento superficial, evaluado a 500 y 2000 ciclos, para las diferentes condiciones de tratamiento térmico de revenido.

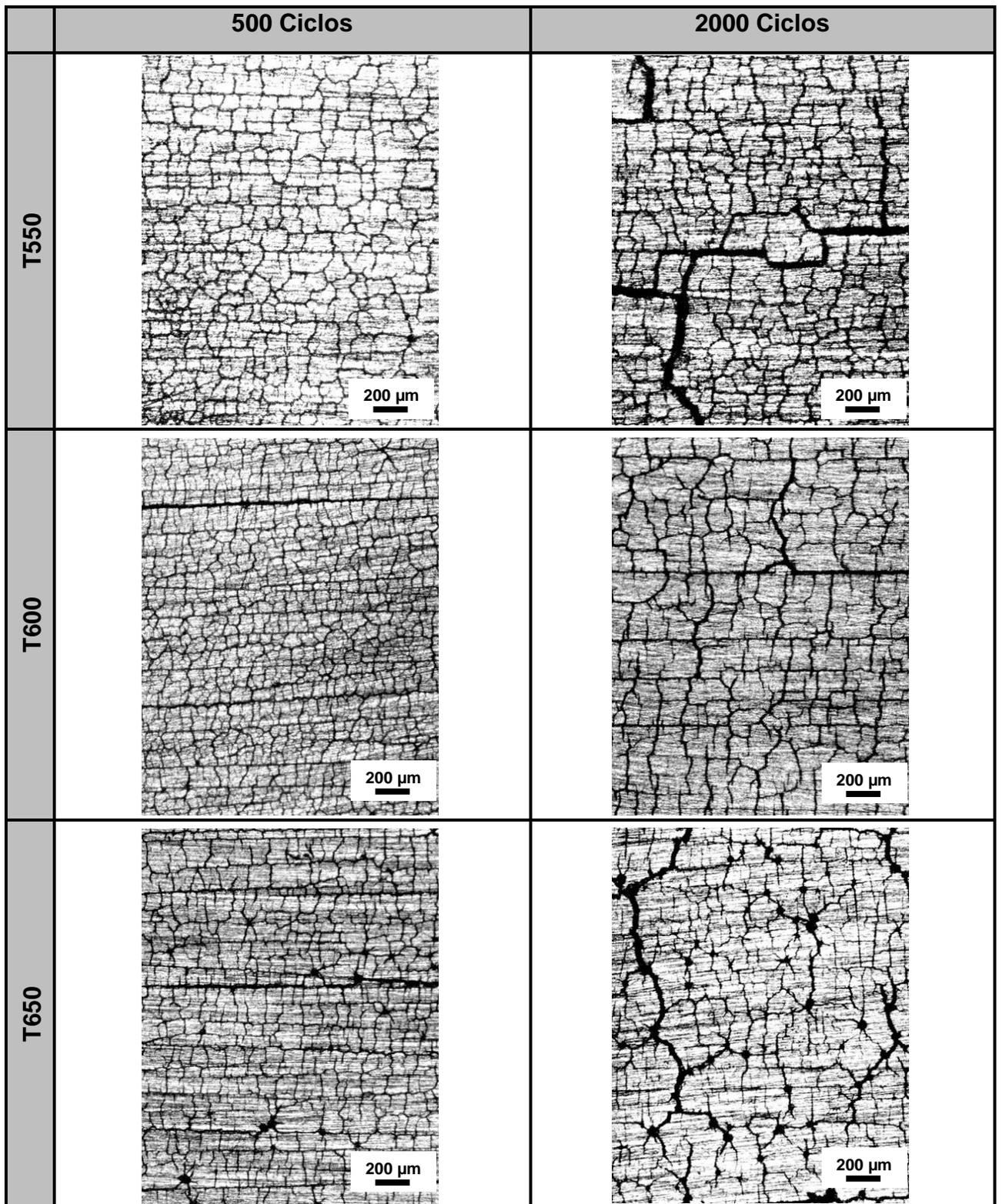


Figura 4.31. Metalografías de la superficie expuesta a fatiga térmica, evaluación realizada a 500 y 2000 ciclos.

#### 4.3.10 Agrietamiento transversal en especímenes de fatiga térmica

Tomando como referencia el procedimiento descrito en la sección 3.6.9, se realizó el conteo y análisis del agrietamiento producido por la fatiga térmica. Esto se llevó a cabo en la sección transversal de los especímenes, anteriormente descrita en la figura 3.19, para cada una de las condiciones de revenido evaluadas.

En la Tabla 4.5 se condensan los resultados de los parámetros referenciados en la Tabla 3.8, para las diferentes condiciones de revenido evaluadas. El comparativo de las distribuciones de longitud de grieta para las condiciones de 500 y 2000 ciclos se muestra en la Figura 4.32 a) y b), respectivamente.

En la Figura 4.33 a) se presenta el número total de grietas transversales, mientras que en la Figura 4.33 b) se muestra el promedio de longitud de grieta para las condiciones de 500 y 2000 ciclos.

En la Figura 4.34 a) se muestra la comparación de las 15 grietas transversales de mayor longitud para 500 ciclos y en la figura 4.34 b) para 2000 ciclos. A su vez, en la Figura 4.35 a) y b) se presentan los resultados de densidad de grieta y número de grietas por longitud, evaluado en 500 y 2000 ciclos.

En la Figura 4.36 se muestran metalografías de grietas en el área transversal, características de las condiciones evaluadas. Por último, en las Figuras 4.37, 4.38, y 4.39 se presentan las metalografías de las grietas transversales de mayor longitud evaluadas a 500, 1000 y 2000 ciclos, respectivamente.

Tabla 4.5. Parámetros obtenidos mediante el análisis de las secciones transversales de los especímenes de fatiga térmica expuestos a ciclos térmicos.

Espécimen/ No.Ciclos	T550 / 500	T550 / 1000	T550 / 2000	T600 / 500	T600 / 1000	T600 / 2000	T650 / 500	T650 / 1000	T650 / 2000
No.Grietas	321	365	374	235	478	373	401	290	378
Prom.Long. Grieta ( $\mu\text{m}$ )	56.57	67.93	98.96	25.52	62.05	83.11	38.34	51.38	88.04
Prom.Long. 15 Grietas Mayores ( $\mu\text{m}$ )	207.13	250.07	419.67	47.67	228.47	344.27	101	400.2	931.47
1 ( $\mu\text{m}$ )	580	892	1118	55	857	670	185	1912	3408
2 ( $\mu\text{m}$ )	552	629	772	55	331	595	145	506	2110
3 ( $\mu\text{m}$ )	504	239	587	55	231	490	145	500	1697
4 ( $\mu\text{m}$ )	390	220	545	55	212	388	135	341	1478
5 ( $\mu\text{m}$ )	145	191	416	45	198	355	125	337	835
6 ( $\mu\text{m}$ )	131	190	379	45	184	351	105	326	619
7 ( $\mu\text{m}$ )	95	180	343	45	174	322	85	296	599
8 ( $\mu\text{m}$ )	95	165	313	45	165	295	85	292	525
9 ( $\mu\text{m}$ )	95	165	312	45	165	267	75	247	515
10 ( $\mu\text{m}$ )	95	155	284	45	155	254	75	238	486
11 ( $\mu\text{m}$ )	85	145	280	45	155	251	75	233	466
12 ( $\mu\text{m}$ )	85	145	251	45	155	235	75	210	321
13 ( $\mu\text{m}$ )	85	145	235	45	155	235	75	195	319
14 ( $\mu\text{m}$ )	85	145	235	45	145	230	65	185	300
15 ( $\mu\text{m}$ )	85	145	225	45	145	226	65	185	294
Max.Long. Grieta ( $\mu\text{m}$ )	580	892	1118	55	857	670	185	1912	3408
Densidad de Grieta (1/mm)	0.0383	0.0523	0.0781	0.0125	0.0626	0.0654	0.0324	0.0314	0.0702
No.Grietas / Longitud (1/mm)	10.031	11.406	11.687	7.3438	14.937	11.656	12.531	9.062	11.812

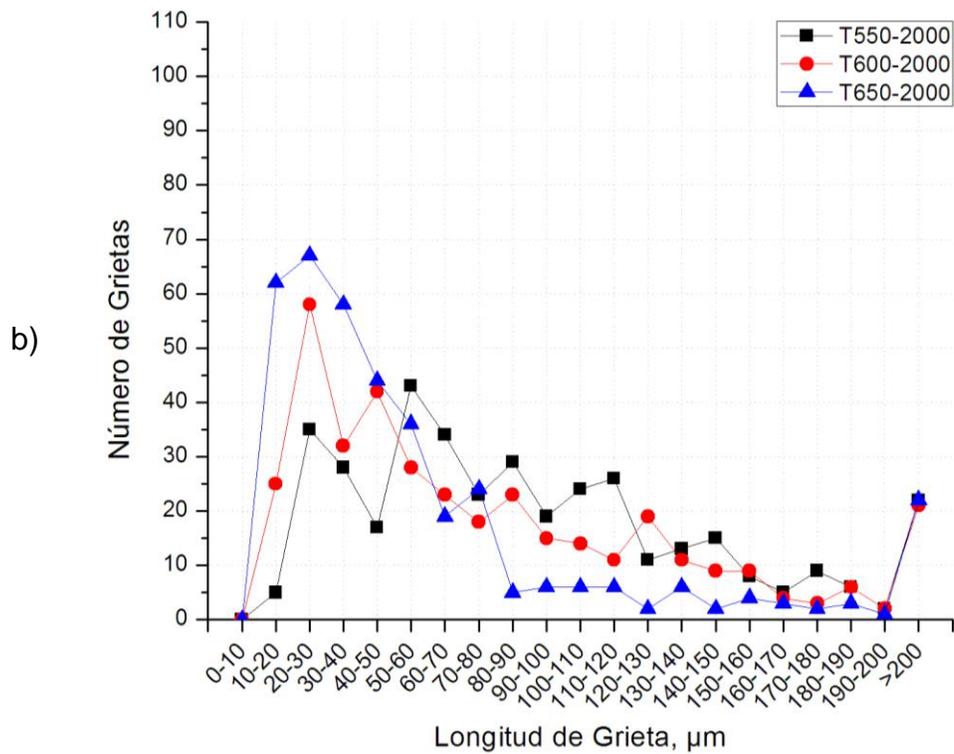
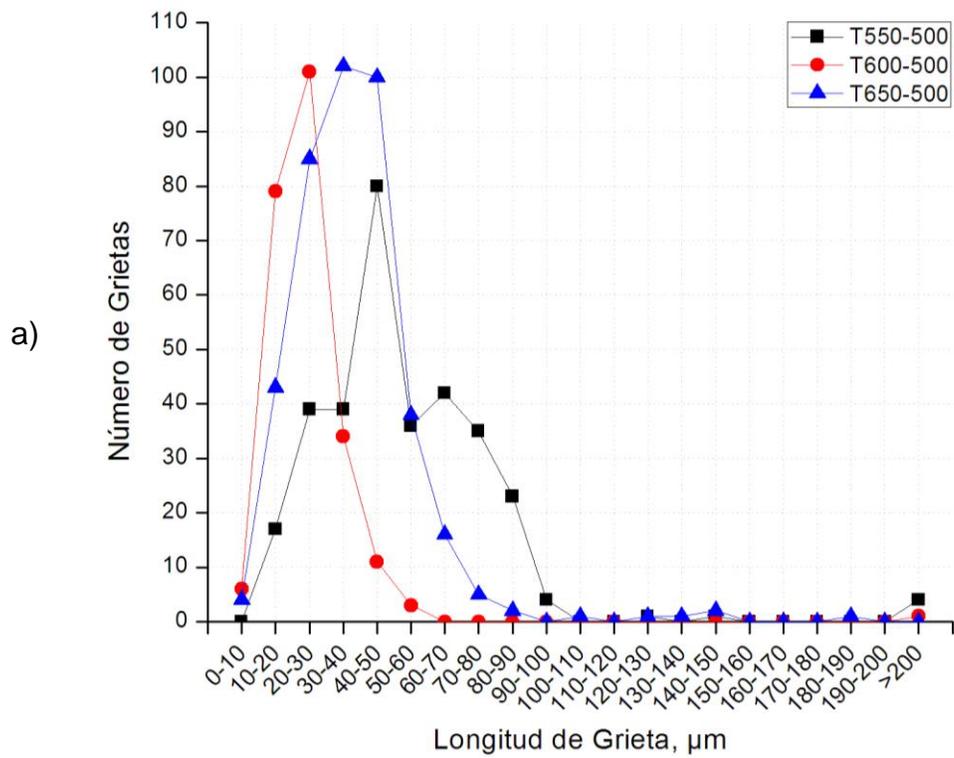


Figura 4.32. Distribución de las longitudes de grieta obtenidas en función del número de ciclos aplicados en la MEFT: a) 500 ciclos; b) 2000 ciclos.

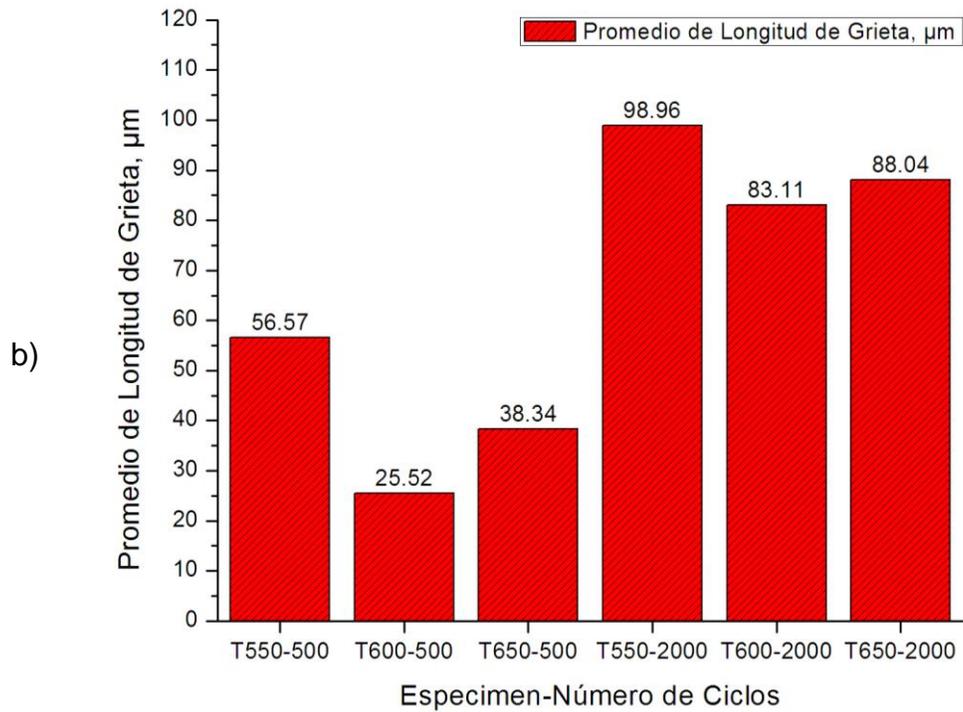
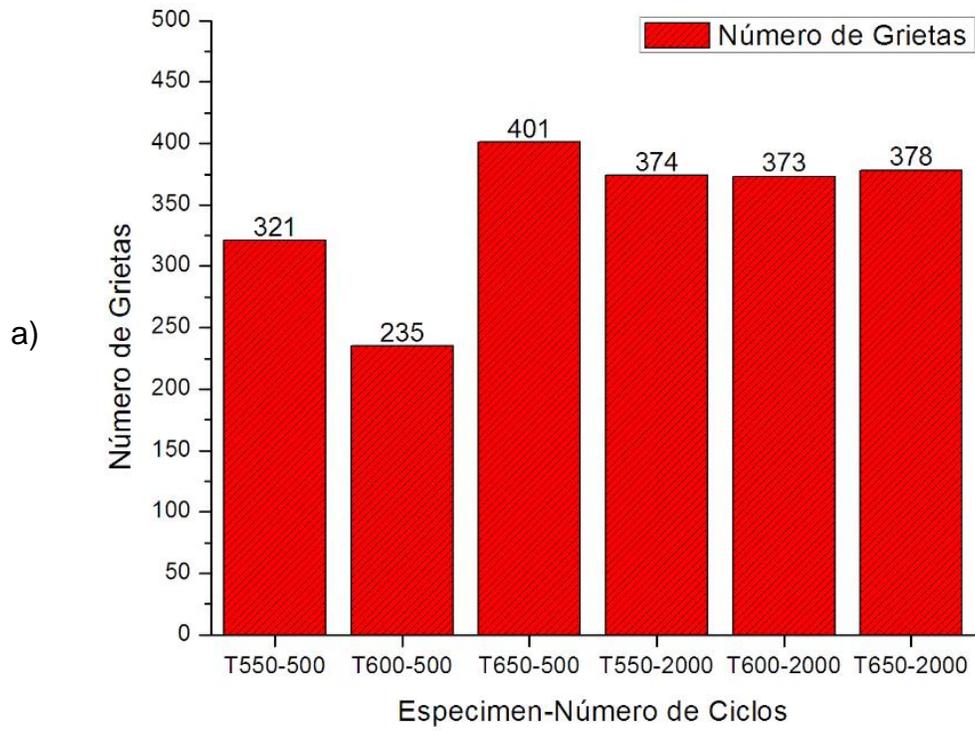


Figura 4.33. Parámetros de agrietamiento transversal: a) Número Total de Grietas; b) Promedio de longitud de grieta, evaluado en 500 y 2000 ciclos.

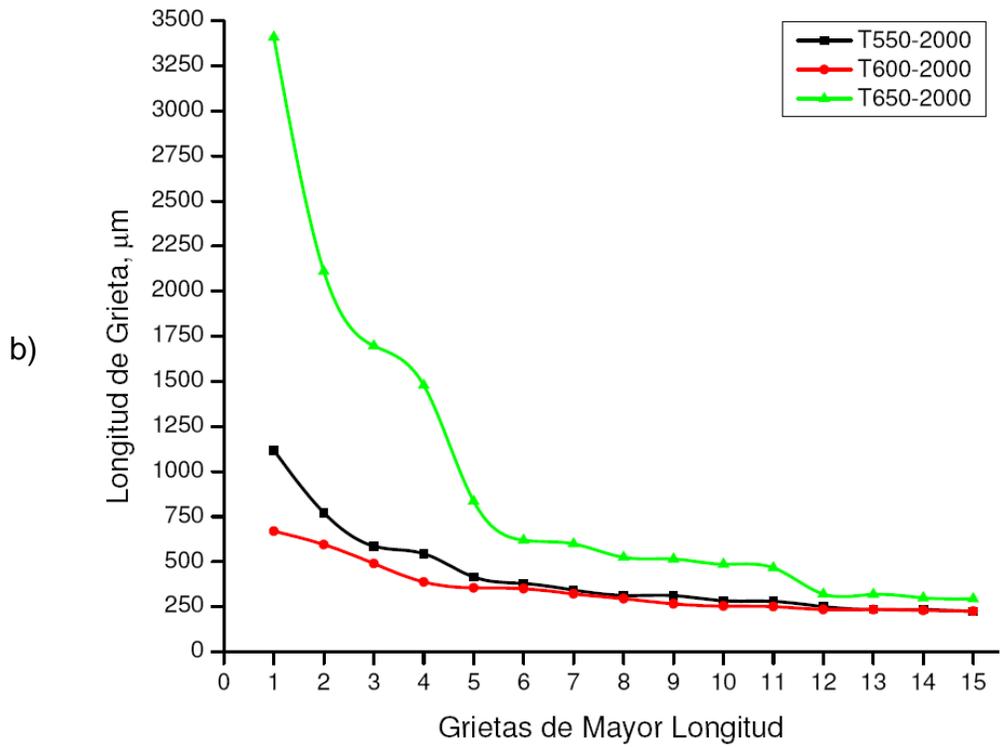
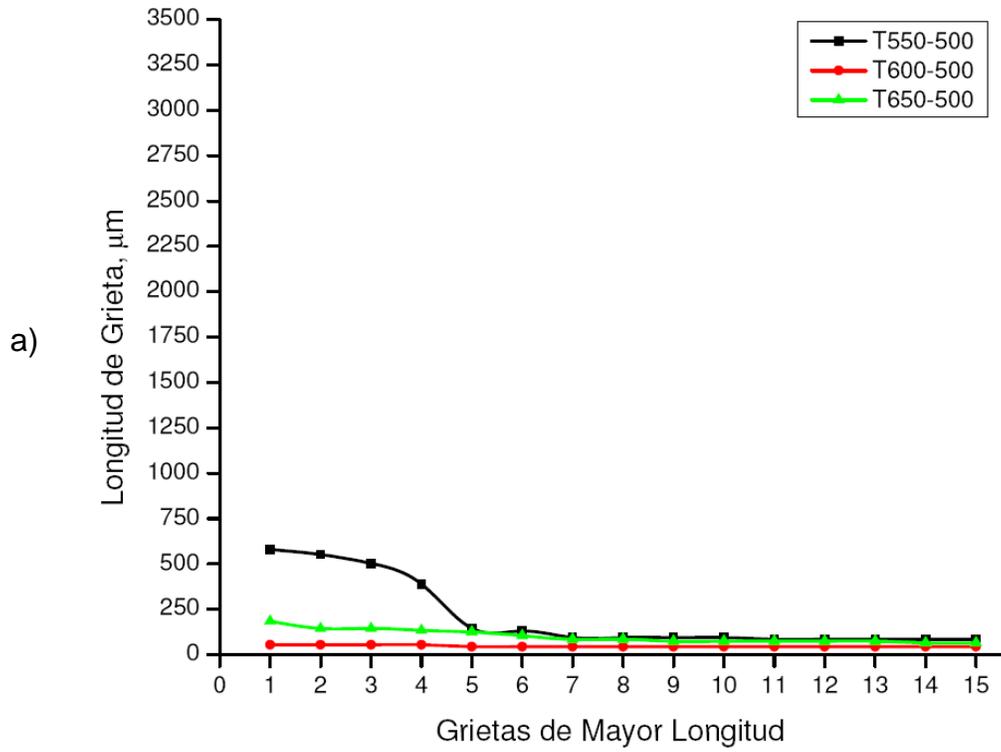


Figura 4.34. Grietas transversales de mayor longitud: a) 500 ciclos; b) 2000 ciclos.

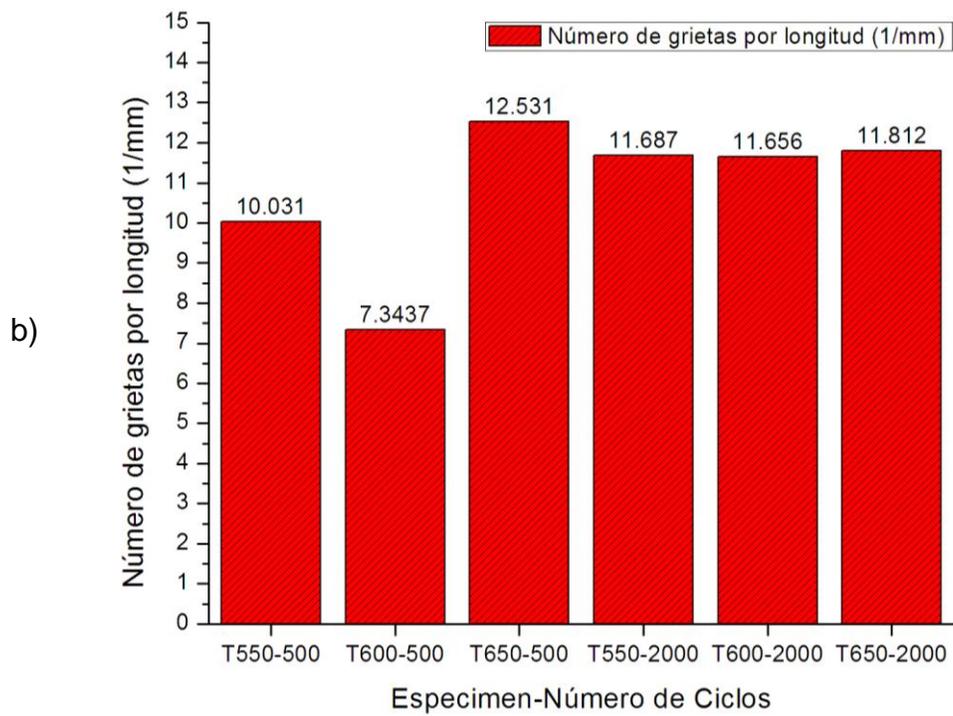
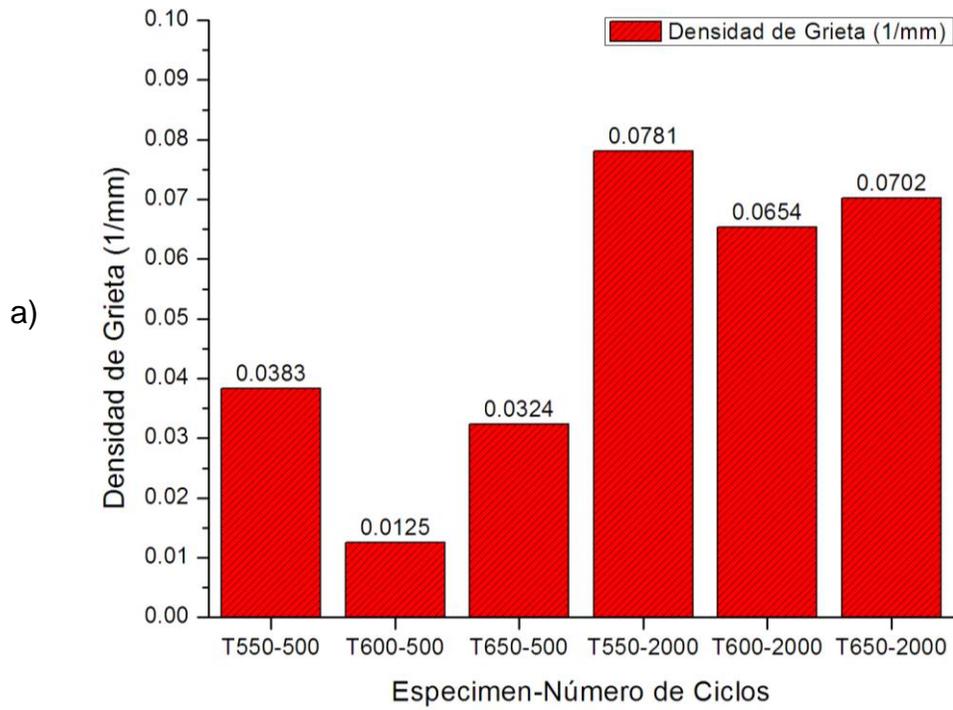


Figura 4.35. Parámetros de agrietamiento transversal: a) Densidad de grietas; b) Número de grietas por longitud, evaluado en 500 y 2000 ciclos.

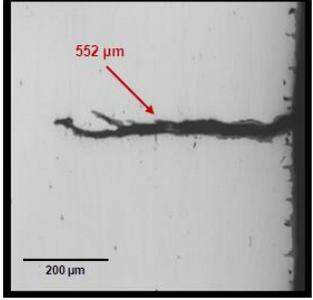
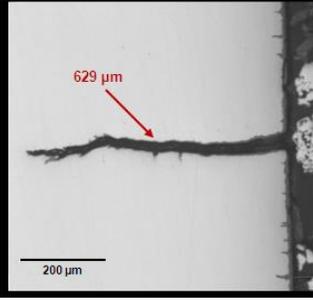
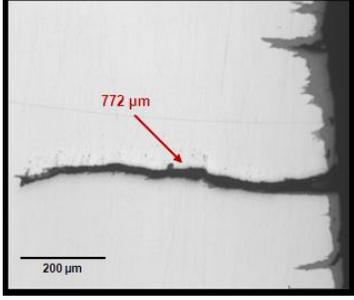
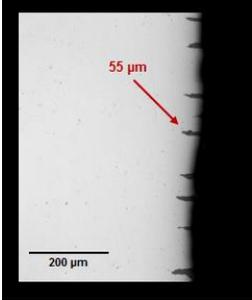
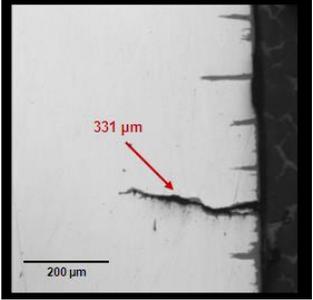
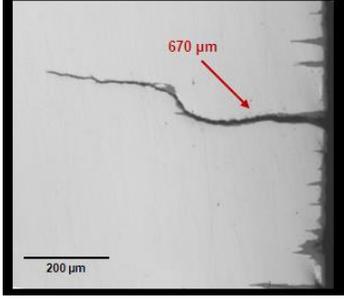
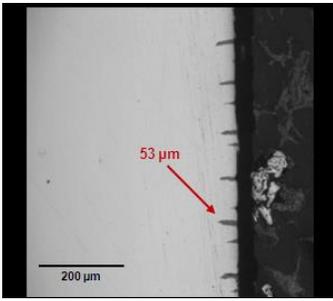
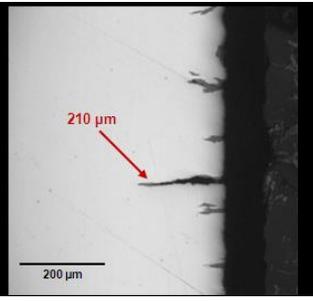
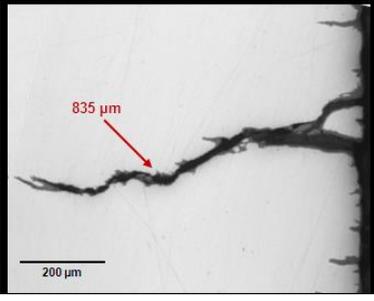
	500 Ciclos	1000 Ciclos	2000 Ciclos
T550			
T600			
T650			

Figura 4.36 Metalografía de grietas características encontradas en el área transversal para cada una de las condiciones evaluadas.

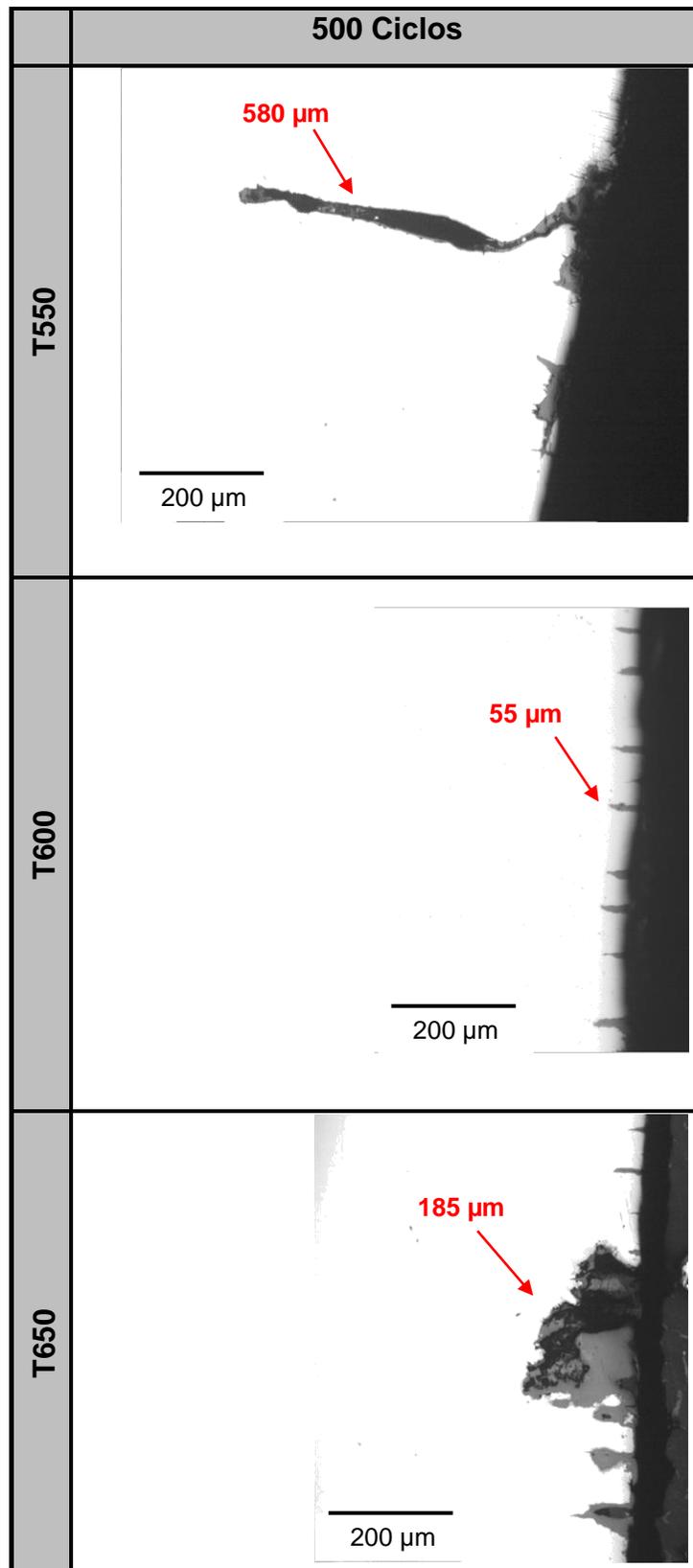


Figura 4.37. Metalografía de grietas transversales de mayor longitud, 500 ciclos.

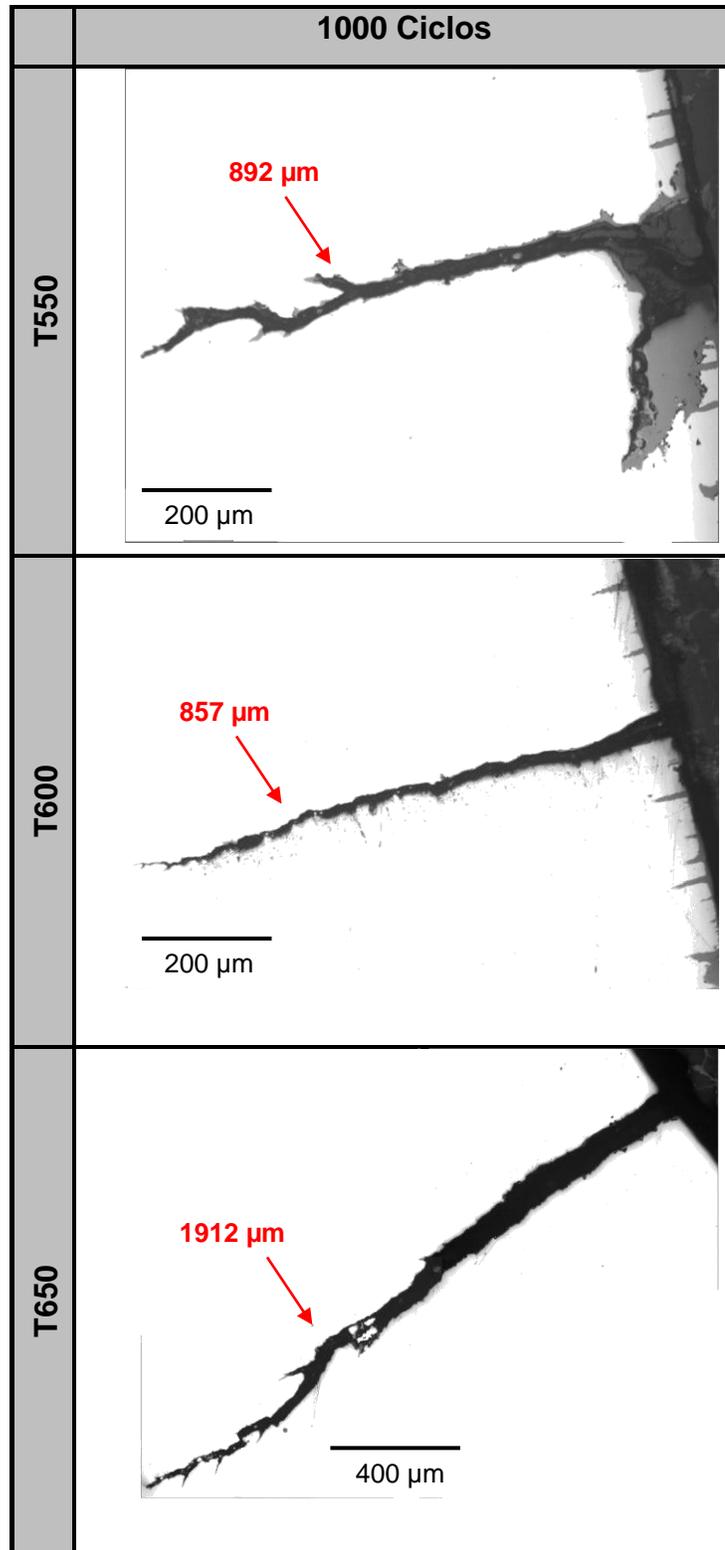


Figura 4.38. Metalografía de grietas transversales de mayor longitud, 1000 ciclos.

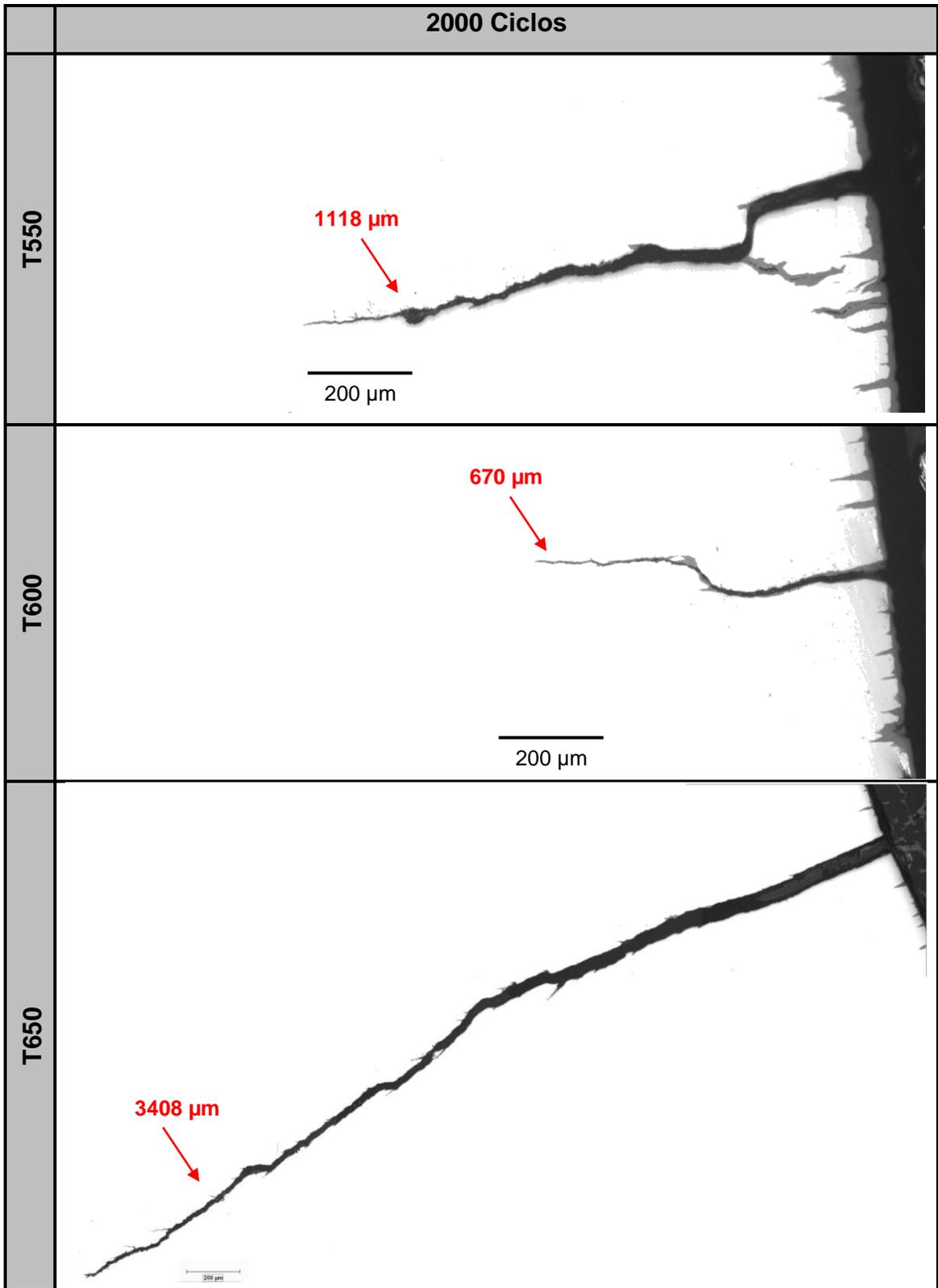


Figura 4.39 Metalografía de grietas transversales de mayor longitud, 2000 ciclos

#### 4.3.11 Perfil de microindentaciones de durezas en probetas de fatiga térmica

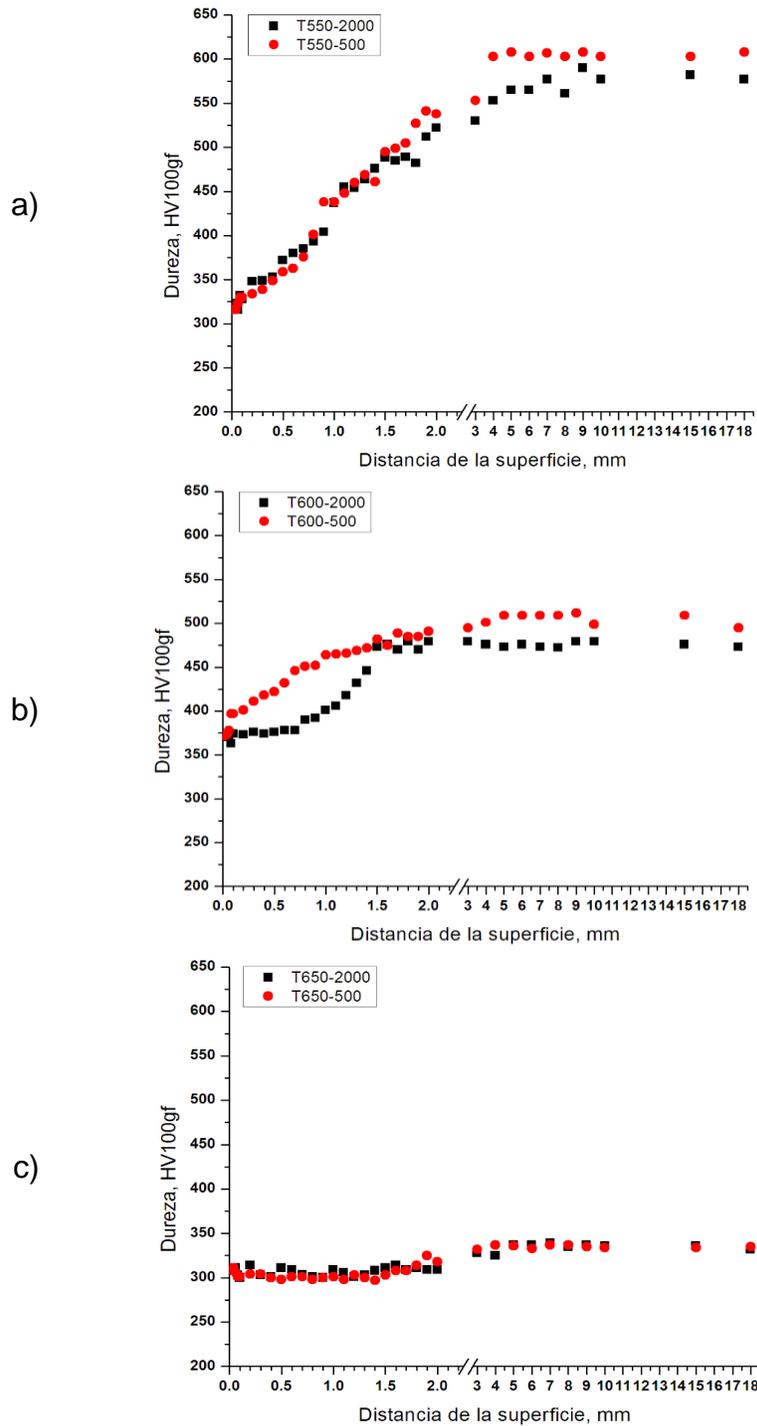


Figura 4.40. Perfil de durezas en sección transversal de las probetas de fatiga térmica sometidas a 500 y 2000 ciclos: a) T550, b) T600 y c) T650.

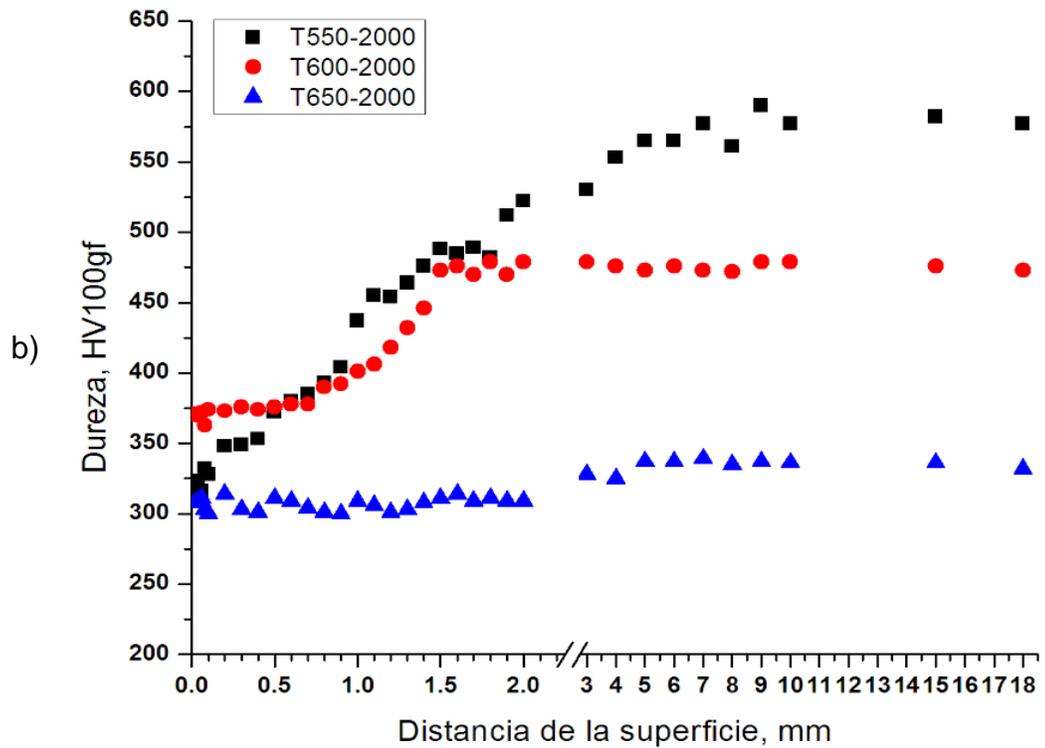
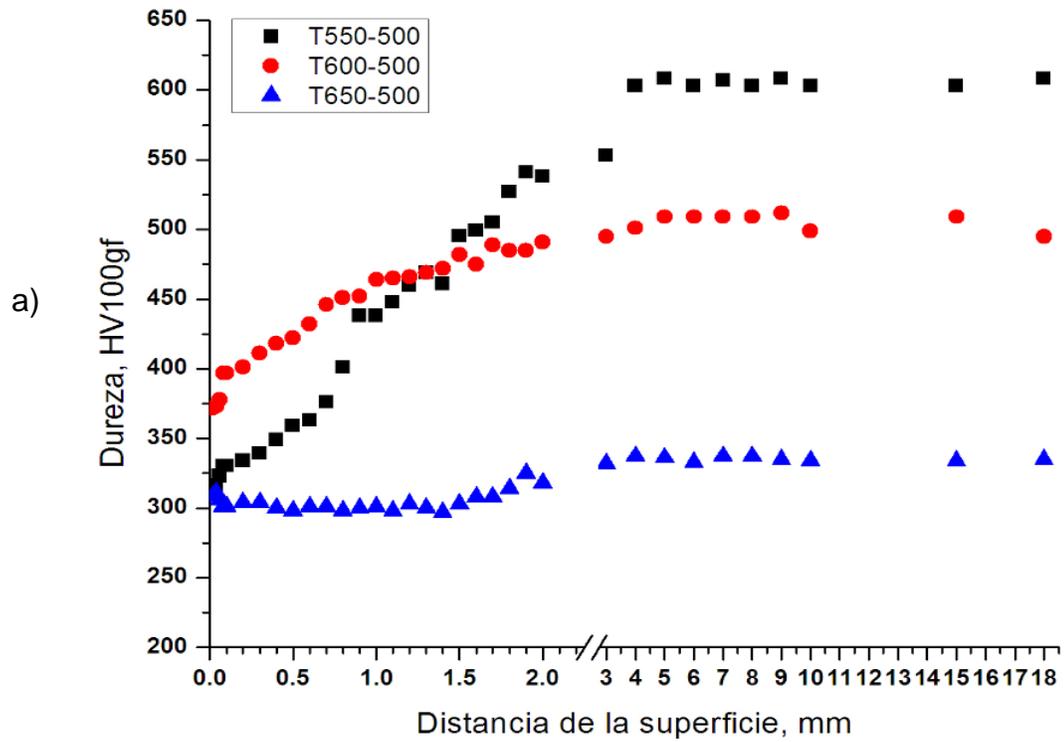


Figura 4.41. Comparación de perfiles de durezas en sección transversal de las probetas de fatiga térmica: a) 500 ciclos, b) 2000 ciclos.

#### 4.3.12 Resumen de resultados obtenidos para las condiciones de revenido.

En la Tabla 4.6 se presenta un resumen de los resultados obtenidos para las condiciones de revenido evaluadas, previo al ensayo de fatiga térmica. Se utilizó un código de colores para identificar los parámetros, que de acuerdo a lo explicado en el marco teórico y a la práctica, son benéficos para la resistencia al agrietamiento térmico.

Tabla 4.6. Resumen de resultados obtenidos previo al ensayo de fatiga térmica.

PARÁMETRO EVALUADO	CONDICIÓN DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE REVENIDO					
	T550		T600		T650	
DUREZA SUPERFICIAL	57 HRC (633HV)		47HRC (471HV)		37HRC (363HV)	
TENACIDAD (Energía absorbida)	17J		23J		36J	
TENACIDAD (Fractura de corte)	10%		30%		50%	
TENSIÓN (Esfuerzo de cedencia)	1625		1394		883	
TENSIÓN (Resistencia a la tensión)	1913		1557		1077	
TENSIÓN (Elongación)	4.4		4.9		6	
TENSIÓN (Reducción de Área)	25.8		26.8		27.6	
MICROESTRUCTURA	Martensita Revenida		Martensita Revenida (menor volumen de agujas de martensita que T550) + Carburos dispersos		Martensita Revenida (menor volumen de agujas de martensita que T600) + Formación de granos ferríticos + Carburos dispersos	
AUSTENITA RETENIDA	0%					
RUGOSIDAD (Ra)	1.56 µm					
TEMPERATURA SUPERFICIAL MÁXIMA DURANTE ENSAYO DE FATIGA TÉRMICA	600°C					
TEMPERATURA SUPERFICIAL MÍNIMA DURANTE ENSAYO DE FATIGA TÉRMICA	80°C					
NÚMERO DE CICLOS TÉRMICOS	500	2000	500	2000	500	2000
CÓDIGO DE COLORES			Parámetro favorable para resistencia al agrietamiento por fatiga térmica			
			Parámetro medio en resistencia al agrietamiento por fatiga térmica			
			Parámetro no favorable para resistencia al agrietamiento por fatiga térmica			

En la Tabla 4.7 se muestra un resumen de los resultados obtenidos para las condiciones de revenido evaluadas, posterior al ensayo de fatiga térmica. Al igual que lo descrito anteriormente, se utilizó un código de colores para tener una mejor identificación de los resultados.

Tabla 4.7. Resumen de resultados obtenidos posterior al ensayo de fatiga térmica.

PARÁMETRO EVALUADO	CONDICIÓN DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE REVENIDO					
	T550		T600		T650	
TEMPERATURA SUPERFICIAL MÁXIMA DURANTE ENSAYO DE FATIGA TERMICA	600°C					
TEMPERATURA SUPERFICIAL MÍNIMA DURANTE ENSAYO DE FATIGA TERMICA	80°C					
NÚMERO DE CICLOS TERMICOS	500	2000	500	2000	500	2000
AGRIETAMIENTO SUPERFICIAL (Inspección Visual)	Bajo	Medio	Medio	Bajo	Medio	Alto
AGRIETAMIENTO SUPERFICIAL (Porcentaje de Área Agrietada)	18%	23%	23%	20%	23%	26%
AGRIETAMIENTO TRANSVERSAL (Número de grietas totales)	321	374	235	373	401	378
AGRIETAMIENTO TRANSVERSAL (Distribución de longitudes de grieta)	10 a 90 µm	10 a 140 µm	10 a 50 µm	10 a 130 µm	10 a 70 µm	10 a 90 µm
AGRIETAMIENTO TRANSVERSAL (Número de grietas mayores a 100µm)	6	117	0	109	6	57
AGRIETAMIENTO TRANSVERSAL (Promedio longitud de grieta)	56.57 µm	98.96 µm	25.52 µm	83.11 µm	38.34 µm	88.04 µm
AGRIETAMIENTO TRANSVERSAL (Mayor longitud de grieta)	580 µm	1118 µm	55 µm	670 µm	185 µm	3408 µm
AGRIETAMIENTO TRANSVERSAL (Densidad de grieta)	0.0383	0.0781	0.0125	0.0654	0.0324	0.0702
AGRIETAMIENTO TRANSVERSAL (Número de grietas por longitud)	10.03	11	7.34	11	12.5	11
DUREZA SUPERFICIAL INICIAL	57 HRC (633HV)		47HRC (471HV)		37HRC (363HV)	
DUREZA SUPERFICIAL FINAL (posterior al ensayo de fatiga termica)	317HV		370HV		303HV	
PERDIDA DE DUREZA SUPERFICIAL	316HV		100HV		60HV	
PROFUNDIDAD DE PERDIDA DE DUREZA SUPERFICIAL	4.0 mm	8.0 mm	1.9mm		2.0mm	
CÓDIGO DE COLORES			Parámetro favorable para resistencia al agrietamiento por fatiga térmica			
			Parámetro medio en resistencia al agrietamiento por fatiga térmica			
			Parámetro no favorable para resistencia al agrietamiento por fatiga térmica			

# CAPÍTULO 5

## ANÁLISIS Y DISCUSIÓN

### 5.1. Introducción

En el presente capítulo se muestra el análisis de los resultados expuestos en el capítulo anterior. En conjunto con el conocimiento teórico se hace una interpretación y explicación de las causas que originan el comportamiento del material bajo estudio.

### 5.2. Probetas Preliminares

#### 5.2.1. Dureza y Microestructura

En las pruebas preliminares, las muestras de control evaluadas presentaron valores de dureza con una diferencia significativa entre cada una de las condiciones de temperatura de revenido. En base a los resultados mostrados

en la Figura 4.1 y en la Tabla 4.1, se observa que la condición de T550 presentó la dureza promedio más alta, con un valor de 500 HV (49 HRC); la condición de T600 un valor de dureza medio de 385 HV (39 HRC); y por último la condición T650 resultó en el valor más bajo de dureza obteniendo 290 HV (29 HRC).

En las metalografías de las muestras de control, Figura 4.2, se observaron diferencias microestructurales para cada una de las condiciones evaluadas. La condición de T550 presentó una microestructura de martensita revenida con la presencia de carburos sin disolver dispersos en la matriz, muy similar a la condición endurecida del AISI H13, lo que resultó en una dureza elevada. La condición T600 también presentó una microestructura de martensita revenida, pero se observó un menor volumen de agujas de martensita, lo cual explica la disminución en la dureza obtenida. Por último, para la condición de T650 la microestructura presentó una mezcla de estructura martensita con formación de granos ferríticos equiaxiales debido a la alta temperatura de revenido; a su vez, se observaron muestras de segregación, representada por la región oscura. Debido al alto porcentaje de martensita en T550 y al bajo porcentaje en T650, se explica la diferencia en durezas de hasta 20 HRC.

Es importante recalcar que debido al bajo porcentaje de carbono presente en el acero AISI H13 (0.39%), la martensita formada no muestra la forma acicular de placas, la cual es la forma más común de observar la martensita, sino que presenta una estructura martensítica en forma de agujas, lo cual concuerda con lo establecido en [44]. Es por esto que resulta complicado resolver las agujas en el microscopio óptico.

Al examinar las micrografías mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), Figura 4.3, 4.4 y 4.5, se confirmó la presencia de pequeños carburos dispersos en la matriz martensítica. Éstos son observados en tonalidad blanca

en las micrografías. Al incrementar la temperatura de revenido se apreció un incremento en la cantidad de carburos.

Comparando los resultados de dureza y microestructurales de cada una de las condiciones evaluadas es factible establecer que existen diferencias significativas entre cada una de ellas. Por tal motivo, se justifica el utilizar las temperaturas de revenido previamente evaluadas para realizar el estudio de investigación de la presente tesis.

### 5.3. Especímenes de Fatiga Térmica.

#### 5.3.1. Tratamiento Térmico de Probetas de Fatiga Térmica.

##### 5.3.1.1. Evolución Microestructural.

Las temperaturas críticas de transformación de fase para el acero AISI H13 evaluado se muestran en la Tabla 4.2. Estas se determinaron mediante los cambios de la pendiente de calentamiento/enfriamiento registrados en la curva de austenizado, los cuales se muestran en la Figura 4.6 a). El parámetro  $A_{c3}$  no pudo ser determinado ya que no se observó cambio en la pendiente de la curva de calentamiento.

En base a lo anterior, se establece que la temperatura 817 °C ( $A_{c1}$ ) indica el punto de inicio de la región austenítica; y por consecuencia entre más se aproxime la temperatura de revenido evaluada a 817 °C, se presentará una mayor tendencia a disminuir el volumen de martensita y originar la formación de granos ferríticos, como se observó en la microestructura de la condición T650.

El cambio microestructural al recalentar el acero AISI H13 por debajo de 817 °C siempre será en una sola dirección, esto es, hacia la completa esferoidización del material. Sin embargo, en las condiciones de revenido evaluadas no se alcanzó a generar la microestructura mencionada anteriormente.

Si el acero AISI H13 llegara a sobrepasar la temperatura de 817 °C, éste entraría en la región austenítica y al templarse (enfriarse) volvería a presentar una estructura completa de martensita sin revenir.

En el diagrama de transformación isotérmica de la Figura 4.7, se observa que, durante la operación de templado, conforme transcurre la razón de enfriamiento de las probetas, se cruza una zona de precipitación de carburos. Debido a lo anterior, las condiciones evaluadas presentan una cantidad de carburos dispersos aleatoriamente dentro de la matriz martensítica. La caracterización de los carburos no fue estudiada en la presente investigación, solo se reporta lo observado en la microestructura (matriz).

La formación de la estructura martensítica para el acero AISI H13 evaluado, inicia a una temperatura  $M_s$  de 325 °C y termina a una temperatura  $M_f$  de 125 °C, de acuerdo a las temperaturas de transformación encontradas en la Figura 4.6 b) y reportadas en la Tabla 4.2. La cinética de transformación de una estructura austenítica a una martensítica se lleva a cabo conforme disminuye la temperatura durante un enfriamiento continuo, este modo de transformación es conocido como atérmico, sin activación térmica. Si el ciclo de enfriamiento es interrumpido, la transformación martensítica también será detenida hasta no continuar con el enfriamiento a temperaturas inferiores [30]. Como se observa en la Figura 4.6 a), para el tratamiento térmico de austenizado realizado a 1020 °C en las probetas, el ciclo de enfriamiento fue continuo para limitar la presencia de austenita retenida.

El riesgo de presentar un agrietamiento producido de los esfuerzos generados por el cambio volumétrico de la fase austenita a la estructura martensita sin revenir en la operación de templado fue minimizado al introducir todos los especímenes al tratamiento térmico de revenido tan pronto alcanzaban una temperatura de aproximadamente 50 °C. A su vez, el riesgo de presentar agrietamiento por choque térmico se minimizó al introducir las muestras a la mufla a una temperatura máxima de 75 °C.

Analizando las razones de enfriamiento de las condiciones de revenido, se observó que la condición T650 cruza la nariz de la zona de precipitación de carburos, mientras que la condición T550 no presenta esta situación. Lo anterior originó que en las micrografías de MEB, las cuales se muestran en las Figuras 4.3, 4.4 y 4.5, se observara una mayor precipitación de carburos para las condiciones T650 y T600.

### 5.3.2. Ensayo de Dureza.

Como se explicó en la sección 3.3.1, a las probetas de ensayo de tensión, tenacidad y fatiga térmica se les efectuó el mismo ciclo de tratamiento térmico de austenizado y revenido. Al realizar esto, se homologaron los parámetros de temperaturas y tiempos de los tratamientos térmicos con el fin de hacer una correlación de propiedades mecánicas.

En las probetas de fatiga térmica se encontró una diferencia de aproximadamente 10 HRC entre cada una de las condiciones de revenido evaluadas. La condición de T550 presentó la mayor dureza con 57 HRC, seguida de T600 con 47 HRC, mientras que T650 fue la que presentó menor dureza, obteniendo 37 HRC. Los resultados concuerdan con lo concluido previamente mediante las probetas preliminares de control.

En las Figuras 4.8. b) y 4.9 se muestran los resultados de dureza de las probetas de tensión y tenacidad, respectivamente. Se puede observar que los valores reportados difieren por 3 HRC con respecto a los encontrados en las probetas de fatiga térmica y presentados en la Figura 4.8 a). Lo anterior es atribuible al factor del tiempo de exposición durante el tratamiento térmico de revenido y la diferencia en dimensiones de las probetas. Las probetas de tensión y tenacidad presentan un diámetro exterior menor a 13 mm, mientras que las probetas de fatiga térmica un diámetro exterior de 50.8 mm. Entre menor sea la sección transversal, la pérdida de dureza será mayor si son expuestas al mismo ciclo de revenido.

Sin embargo, para fines de esta investigación se considera que la diferencia de 3 HRC no es significativa, por lo que se decidió validar las propiedades mecánicas de las probetas de fatiga térmica con los resultados encontrados en las probetas de tensión y tenacidad.

### 5.3.3 Ensayo de Tenacidad

Los resultados de tenacidad al impacto en las probetas Charpy, los cuales se presentan en la Figura 4.9, demuestran como el incremento en la temperatura de revenido de T550 a T650 conlleva un aumento en la tenacidad del acero AISI H13. Se puede concluir que un valor de dureza bajo resulta en una tenacidad alta.

La condición de T650 presentó el valor promedio más alto de tenacidad al impacto obteniendo 36 J, aproximadamente el doble de resistencia si se compara con la condición T550 la cual reportó el menor valor, siendo 17 J. La condición T600 resultó en un valor medio de 23 J.

De acuerdo la sección 2.4.3.3, se recomienda que el material tenga una alta tenacidad con el fin de retardar en el mayor grado la propagación de las grietas. En base a lo anterior, la condición de T650 aparentaba mostrar buenas condiciones para resistir la propagación de grietas producto de fatiga térmica, mientras que T550 presentaba la tendencia contraria.

Es importante señalar y aclarar que la tenacidad no sigue un comportamiento lineal en el acero AISI H13. Se debe tener especial cuidado al aplicar un tratamiento térmico de revenido dentro del rango de temperaturas de 425 – 550 °C, ya que originaría una condición de fragilización de la martensita revenida. Esto resultaría en valores inferiores críticos de tenacidad, lo que pudiera provocar falla prematura del material.

#### 5.3.4 Análisis Fractográfico

Los resultados del análisis fractográfico, realizado en las probetas de impacto Charpy, revelan diferencias en el modo de fractura para cada una de las condiciones de revenido evaluadas.

La condición T550, de acuerdo a lo mostrado en la Figura 4.10 b), presentó una superficie de fractura frágil del tipo clivaje y se determinó un porcentaje de fractura de corte del 10% de acuerdo a la especificación ASTM A370 [35]. Lo cual concuerda con los bajos valores de tenacidad al impacto reportados.

Para la condición de T600 se presentó una fractura por coalescencia de microcavidades, observada en la Figura 4.11 a). Se determinó un porcentaje de fractura de corte del 30%, con lo cual se corrobora un aumento en la tenacidad. A su vez, en las fractografías de esta condición se observan las líneas de propagación de falla.

Por último, en la condición de T650 se obtuvo un porcentaje de fractura de corte del 50% y, al igual que en la condición T600, se presenta una fractura dúctil por coalescencia de microcavidades. Esto se muestra en la Figura 4.11 b). La alta ductilidad de esta condición, en comparación con T550 y T600, se aprecia en los valores de tenacidad al impacto reportados anteriormente.

### 5.3.5 Difracción de Rayos X (DRX)

Los análisis de DRX presentados en la Figura 4.12 y 4.13 demuestran que para las condiciones evaluadas de T550, T600 y T650 no se encontró la presencia de austenita retenida. Esto se concluye debido a que en los planos de difracción de austenita, indicados en la Tabla 3.4 no se registraron picos de intensidad que indicaran la presencia de la fase. Exclusivamente se registraron picos en los planos de difracción de la fase ferrita, lo cual resulta acorde para la condición microestructural del acero AISI H13.

Lo anterior corrobora que las prácticas seguidas en el tratamiento térmico resultaron en una microestructura libre de austenita retenida. Por lo que se descarta su efecto adverso de acuerdo a lo explicado en la sección 2.4.4.1

### 5.3.6 Ensayo de Tensión

Los resultados del ensayo de tensión mostrados en la Figura 4.14 resultan en una diferencia significativa en cuanto a propiedades mecánicas para las distintas condiciones evaluadas del acero AISI H13.

En la Tabla 4.3, se observa que la condición de T550 presentó los valores más altos de esfuerzo de cedencia y esfuerzo máximo a la tensión, reportándose 1625 MPa y 1913 MPa respectivamente. Para la condición T600 se encontraron valores medios de 1394MPa para esfuerzo de cedencia y 1557

MPa en esfuerzo máximo a la tensión. Finalmente, la condición T650 fue la que obtuvo los valores más bajos, esfuerzo de cedencia de 883 MPa, mostrando una diferencia de 742 MPa con lo reportado para la condición T550; y el esfuerzo máximo a la tensión en 1077 MPa, una diferencia de 836 MPa contra la condición T550.

De acuerdo a la sección 2.4.3, un esfuerzo de cedencia alto resulta benéfico para resistir las deformaciones y esfuerzos térmicos. Por lo cual se espera que, al incrementar dicho valor, la resistencia de las condiciones evaluadas aumente.

En cuanto a los parámetros asociados a la ductilidad del acero AISI H13, porcentaje de elongación y reducción de área, las diferentes condiciones evaluadas muestran resultados muy similares con poca diferencia entre ellos. En términos de elongación para todas las condiciones evaluadas se reportan valores bajos, debido a la alta resistencia mecánica presentada. El valor más bajo de elongación fue reportado para la condición T550, presentando un 4.4% de elongación; mientras que el más alto fue para la condición T650, con un 6.0% de elongación, tan solo 1.6% de diferencia. Con respecto a reducción de área, los valores obtenidos también son muy similares, reportando 25.8%, 26.8% y 27.6% para las condiciones T550, T600, y T650, respectivamente.

De acuerdo a lo explicado en la sección 2.4.3.2, la ductilidad domina el número de ciclos antes de que aparezca el agrietamiento visible. Dado que, para las condiciones evaluadas, los valores de elongación y reducción de área fueron muy similares y marginales, el efecto positivo asociado a la ductilidad se considera despreciable.

#### 5.3.6.1 Microestructuras del Ensayo de Tensión

Las microestructuras observadas en la Figura 4.15 a), b) y c) corresponden a lo reportado en las muestras preliminares de control y a lo explicado anteriormente en la sección 5.2.1. Las condiciones T550 y T600 muestran microestructuras típicas de martensita revenida con presencia de carburos dispersos en la matriz. Sin embargo, para la condición T650, se puede apreciar una mayor disolución de las agujas de martensita y la formación de granos ferríticos. A su vez, en esta última condición evaluada se aprecia la misma formación de segregación observada en las muestras de control.

#### 5.3.7 Rugosidad en probetas de fatiga térmica

Los resultados de rugosidad  $R_a$  ( $\mu\text{m}$ ) evaluada en la superficie de las probetas de fatiga térmica son reportados en la Tabla 4.4. Se presenta un valor promedio de rugosidad de  $1.56 \mu\text{m}$  ( $63 \mu\text{in}$ ), siendo este un valor característico de un acabado de maquinado fino. Como referencia, los valores de rugosidad  $R_a$  típicos de la industria oscilan entre  $6.3 - 3.2 \mu\text{m}$  ( $250 - 125 \mu\text{in}$ ).

El objetivo de maquinar todas las probetas a este acabado de rugosidad fino fue minimizar el efecto del acabado superficial sobre la resistencia al agrietamiento de fatiga térmica, como se explicó en el punto 2.4.5.3. Todos los especímenes de fatiga térmica se maquinaron al acabado de rugosidad  $R_a$  mencionado anteriormente.

#### 5.3.8 Perfiles de temperatura en la MEFT

De acuerdo a lo registrado por los termopares tipo K en la Figura 4.17, se observó que existe un diferencial de temperatura de la localización superficial

hacia el interior de la muestra de fatiga térmica al ser expuesta a los ciclos térmicos en la MEFT, lo cual originará esfuerzos térmicos de acuerdo a lo explicado en la sección 2.2.

Durante la etapa de calentamiento, la temperatura superficial máxima que alcanzan las muestras es de 600 °C, a una profundidad de 5 mm es de aproximadamente 400 °C, mientras que a una localización de 10 y 15 mm se registró en ambos casos una temperatura de aproximadamente 300 °C. Por otro lado, durante la etapa de enfriamiento la temperatura superficial alcanzó un mínimo de 80 °C, a una profundidad de 5 mm se reportó un valor aproximado de 100 °C, mientras que a 10 y 15 mm fue de aproximadamente 210 °C.

Tomando como referencia la superficie de las muestras y una distancia de 15 mm hacia el interior, se concluye que durante la etapa de calentamiento existe un diferencial de temperatura aproximado de 300 °C, lo cual resulta en deformaciones superficiales del tipo compresivas. Mientras que durante la etapa de enfriamiento el diferencial aproximado es de 130 °C, resultando en deformaciones superficiales del tipo tensiles.

Debido a lo anterior, y al hecho de que los especímenes de fatiga térmica se encontraban amordazados para restringir la expansión y/o contracción del material, como se explicó en el punto 3.6.2, se presentó el fenómeno de fatiga térmica descrito en la sección 2.2. Éste es el mecanismo de falla que se deseaba evaluar en el presente trabajo de investigación.

#### 5.3.9 Resumen de resultados previo al ensayo de fatiga térmica.

De acuerdo a lo presentado en la Tabla 4.6 las siguientes conclusiones preliminares fueron obtenidas previas al ensayo de fatiga térmica, en cuanto a resistencia al agrietamiento producto de fatiga térmica:

1. Mayor resistencia al agrietamiento por fatiga térmica: Condición T650

a. Argumentos a favor:

- i. Presenta un valor adecuado de dureza superficial inicial
- ii. Obtuvo el valor más alto de energía absorbida durante el ensayo de tenacidad, además del valor más alto de fractura de corte. Lo anterior de acuerdo a la sección 2.4.3.3 tendrá un efecto retardador en la propagación de las grietas
- iii. La temperatura máxima del ensayo de fatiga térmica es menor a la temperatura del tratamiento térmico de revenido por lo cual se espera una pérdida de dureza superficial baja.

b. Argumentos en contra:

- i. Presenta el menor valor de esfuerzo de cedencia y resistencia a la tensión.
- ii. Obtuvo valores bajos de elongación (para las tres condiciones el material presenta baja ductilidad)
- iii. En la microestructura se observó un menor volumen de agujas de martensita a comparación de las demás, a su vez se observó la formación de granos ferríticos.

2. Menor resistencia al agrietamiento por fatiga térmica: Condición T550

a. Argumentos a favor:

- i. Presenta el más alto valor de esfuerzo de cedencia y resistencia a la tensión.
- ii. La microestructura observada cuenta con un alto volumen de agujas de martensita.

- b. Argumentos en contra:
  - i. Presenta un valor de dureza superficial muy alto.
  - ii. Obtuvo el valor más bajo de energía absorbida durante el ensayo de tenacidad, además del valor más bajo de fractura de corte. Lo anterior resulta en un comportamiento frágil del material, lo cual pudo ser observado en los resultados fractográficos de la Figura 4.10 b).
  - iii. Obtuvo valores bajos de elongación (para las tres condiciones el material presenta baja ductilidad)
  - iv. La temperatura máxima del ensayo de fatiga térmica es superior a la temperatura del tratamiento térmico de revenido por lo cual se espera una pérdida de dureza superficial alta.

3. Resistencia media al agrietamiento por fatiga térmica: Condición T600

- a. Argumentos a favor:
  - i. Presenta valores intermedios de esfuerzo de cedencia y resistencia a la tensión.
  - ii. Un valor medio de energía absorbida y fractura de corte, durante el ensayo de tenacidad.
  - iii. La temperatura máxima del ensayo de fatiga térmica es igual a la temperatura del tratamiento térmico de revenido por lo cual se espera una pérdida de dureza superficial media.
  
- b. Argumentos en contra:
  - i. Presenta un valor de dureza superficial alto.
  - ii. Obtuvo valores bajos de elongación (para las tres condiciones el material presenta baja ductilidad)

### 5.3.10 Agrietamiento en especímenes de fatiga térmica

Se analizaron los resultados obtenidos en los especímenes de fatiga térmica a 500 y 2000 ciclos en las condiciones de tratamiento de revenido evaluadas a T550, T600 y T650. Se excluyeron los resultados a 1000 ciclos para simplificar el análisis de la información en los extremos de las condiciones evaluadas.

#### 5.3.10.1. Agrietamiento Superficial

A continuación, se presenta el análisis realizado en la superficie expuesta a fatiga térmica mediante inspección visual y evaluación del porcentaje de área agrietada de las metalografías de la Figura 4.31.

##### 5.3.10.1.1 Evaluación del porcentaje de área agrietada

###### 1) Condición de Revenido T550

###### A) 500 ciclos de fatiga térmica

Por medio de inspección visual de las metalografías evaluadas a 500 ciclos, las cuales se muestran en la Figura 4.31, se aprecia que la condición de T550 resultó ser la muestra que presentó la mayor resistencia al agrietamiento superficial por fatiga térmica. Lo anterior se comprueba cuantitativamente, de acuerdo al punto 3.6.10 y lo reportado en la Figura 4.30, donde se encontró un 18.0% de agrietamiento superficial sobre el área total examinada. Éste valor está 5% por debajo del porcentaje de agrietamiento superficial reportado para las condiciones T600-500 y T650-500, las cuales se explicarán posteriormente.

## B) 2000 ciclos de fatiga térmica

Se evaluaron por medio de inspección visual las metalografías de la condición superficial posterior a los 2000 ciclos, las cuales se muestran en la Figura 4.31. Se observa que la condición T550 presentó un mayor agrietamiento superficial debido al incremento en exposición a los ciclos térmicos, ocupando un lugar intermedio entre la condición T600 y T650. Cuantitativamente, para T550 se encontró un valor de 23.0% de agrietamiento superficial sobre el área total, estando un 3.0% por encima de T600-2000.

El patrón de agrietamiento observado en la Figura 4.31 para la condición T550 evaluada a 500 ciclos se mantuvo al incrementarse la exposición a 2000 ciclos. Sin embargo, conforme se incrementó el número de ciclos aplicados se detectó un incremento en el espesor de las grietas generadas (ver Figuras 4.21 - 4.23), lo cual resulta en una mayor profundidad de grieta. Lo anterior se explica en la sección 5.3.10.2.

## 2) Condición de Revenido T600

### A) 500 ciclos de fatiga térmica

La inspección visual de las metalografías referenciadas en la Figura 4.31, evaluadas a 500 ciclos, muestra que la condición T600 presenta una mayor concentración de grietas superficiales contra lo reportado anteriormente para la condición T550-500. Por lo que, al igual que la condición T650, se catalogaron como las condiciones que presentaron la menor resistencia al agrietamiento superficial. En el análisis cuantitativo se obtuvo un 23% de agrietamiento superficial para ambas condiciones evaluadas.

### B) 2000 ciclos de fatiga térmica

Mediante la inspección visual de las metalografías evaluadas a 2000 ciclos, se observa que la condición de T600 resulta con la mayor resistencia al agrietamiento superficial. En el análisis cuantitativo se reportó un valor de 20% de agrietamiento superficial, lo cual sustenta lo encontrado en la inspección visual.

El patrón de agrietamiento observado en la Figura 4.31 para la condición T600 evaluada a 500 ciclos se modificó al transcurrir 2000 ciclos. La densidad de grieta observada para 500 ciclos es mucho mayor que la observada para 2000 ciclos. Sin embargo, el espesor de grieta a 500 ciclos es menor, por lo que se determina que la profundidad de las grietas no es tan severa como lo observado para 2000 ciclos. Esto último se clarifica en la sección 5.3.10.2.

### 3) Condición de Revenido T650

#### A) 500 ciclos de fatiga térmica

La inspección visual de las metalografías mostradas en la Figura 4.31, evaluadas a 500 ciclos, muestra que la condición T650 presentó la menor resistencia al agrietamiento, al igual que la condición T600. Los resultados del análisis cuantitativo reportan un valor de 23% de agrietamiento superficial. Sin embargo, se observan grietas con un espesor mayor que para T600, por lo que se infiere que el agrietamiento transversal de T650 presentará mayor profundidad que el de T600.

## B) 2000 ciclos de fatiga térmica

Al realizar la inspección visual de las metalografías evaluadas a 2000 ciclos, las cuales se muestran en la Figura 4.31, se determinó que la condición T650 muestra un incremento sustancial en el agrietamiento superficial, terminando como la condición más afectada en el análisis cuantitativo. El valor de agrietamiento superficial encontrado fue de 26%, siendo este el valor más alto. De esta manera se corrobora que es la condición que presenta una mayor afectación superficial por fatiga térmica.

El patrón de agrietamiento resultante de la condición T650-500 se modificó al transcurrir 2000 ciclos. Al igual que para T600, la densidad de grieta observada a 500 ciclos fue mayor que a 2000 ciclos. El espesor de grieta fue mucho mayor a 2000 ciclos, por lo que se deduce que la profundidad transversal de la grieta será mayor. También se observó desprendimiento de material de la superficie.

Para todas las condiciones de revenido evaluadas a 500 ciclos y 2000 ciclos, el agrietamiento presenta una morfología característica encontrada para grietas de origen térmico, siendo el término común en inglés “heat checking”. Este patrón toma una forma similar a un tablero de ajedrez o mosaicos cuando se observan los granos en una metalografía en el microscopio.

### 5.3.10.2. Agrietamiento Transversal.

A continuación, se presenta el análisis realizado en la sección transversal de los especímenes sometidos a fatiga térmica. El procedimiento se describe en la sección 3.6.9 y la síntesis de los resultados obtenidos es presentada en la Tabla 4.5.

#### 5.3.10.2.1 Número de grietas totales.

##### A) 500 ciclos de fatiga térmica

De acuerdo a los resultados obtenidos en la Figura 4.33 a), se encontró que al finalizar los primeros 500 ciclos, la condición que presenta el menor número de grietas fue T600 registrando un total de 235 grietas, mientras que la condición que resultó con el mayor número de grietas fue la de T650 obteniendo un total de 401. La condición T550 se mantuvo en un nivel intermedio con 321 grietas.

##### B) 2000 ciclos de fatiga térmica

Al transcurrir 2000 ciclos, para las tres condiciones evaluadas se cuantificó un número de grietas muy semejante oscilando entre 373 y 378. Para T550 y T600 representó un incremento de 53 y 138 grietas respectivamente, lo cual es resultado de la prolongada exposición a ciclos de fatiga térmica. En el caso de la condición T650 se observa una ligera reducción de cantidad de grietas de 500 a 2000 ciclos, lo anterior es atribuible a la coalición de grietas de menor longitud para formar nuevas grietas de mayor longitud.

#### 5.3.10.2.2 Distribución de longitud de grietas

En la Figura 4.32 a) y b) se presenta la comparación de la distribución de longitud de grietas presentes posterior a 500 y 2000 ciclos, respectivamente.

##### A) 500 ciclos de fatiga térmica

De acuerdo a la Figura 4.32 a), la condición de T600, evaluada a 500 ciclos, presenta una distribución de grietas en el rango de 10 a 50  $\mu\text{m}$  principalmente;

mientras que la condición T650 su distribución está mayormente en el rango de 10 a 70  $\mu\text{m}$ ; por último, el agrietamiento en la condición T550 se distribuye en un rango de 10 a 90  $\mu\text{m}$ . Resalta el hecho de que grietas con longitudes mayores a 100  $\mu\text{m}$  solo se cuantificaron un total de 12, siendo 0 para T600, 6 para T550 y 6 para T650.

#### B) 2000 ciclos de fatiga térmica

En base a los resultados de distribución de grietas para 2000 ciclos, presentados en la Figura 4.32 b), se demuestra que para todas las condiciones evaluadas la longitud de grietas mayores a 100  $\mu\text{m}$  se incrementó considerablemente. A su vez, los rangos de distribución de grietas también se ampliaron resultando en lo siguiente: condición de T550 distribución entre 10 a 130  $\mu\text{m}$ ; condición de T650 rango de distribución entre 10 a 90  $\mu\text{m}$ ; y condición de T600 rango de distribución entre 10 a 140  $\mu\text{m}$ . Si bien, para 500 ciclos se observaron solo unas cuantas grietas superiores a 100  $\mu\text{m}$ , en el caso de 2000 ciclos el número se incrementó encontrándose un total de 109 para T600, 117 para T550 y 57 para T650, aunque esta última condición resultó en las grietas con mayor longitud de las tres condiciones evaluadas.

#### 5.3.10.2.3 Promedio de longitud de grieta

##### A) 500 ciclos de fatiga térmica

En cuanto a promedio de longitud de grieta, como se observa en la Figura 4.33 b), la condición T600 presentó el menor valor promedio reportándose 25.52  $\mu\text{m}$ ; siguiendo la condición T650 con un promedio 38.34  $\mu\text{m}$ ; por último, la condición que presentó el mayor valor promedio de grieta fue T550 con 56.57  $\mu\text{m}$

#### B) 2000 ciclos de fatiga térmica

Para todas las condiciones evaluadas el promedio de longitud de grieta se incrementó considerablemente posterior a 2000 ciclos, como se observa en la Figura 4.33 b). Sin embargo, la tendencia se conservó igual que para 500 ciclos, presentando T600 el menor valor promedio reportándose 83.11  $\mu\text{m}$  (3.26 veces la medición inicial a 500 ciclos); seguida de T650 con un promedio de 88.04  $\mu\text{m}$  (2.3 veces su valor a 500 ciclos); por último, T550, al igual que para 500 ciclos, reportó el mayor valor promedio de grieta siendo 98.96  $\mu\text{m}$  (1.75 veces el valor a 500 ciclos).

#### 5.3.10.2.4 Grietas transversales de mayor longitud

##### A) 500 ciclos de fatiga térmica

La Figura 4.34 a) y b) muestra la dimensión de las 15 grietas de mayor longitud encontradas para cada una de las condiciones evaluadas. Los resultados indican que a 500 ciclos la condición T550 presentó la grieta de mayor longitud siendo 580  $\mu\text{m}$ , seguida de la condición T650 presentando una grieta de 185  $\mu\text{m}$ , y finalizando con la condición T600 con una grieta de 55  $\mu\text{m}$ .

##### B) 2000 ciclos de fatiga térmica

Para 2000 ciclos, la mayor longitud de grieta fue de 3408  $\mu\text{m}$  siendo detectada en la condición de T650 y fácilmente observable a simple vista; seguida de una grieta de 1118  $\mu\text{m}$  para la condición T550; por último, la menor longitud de grieta fue obtenida por la condición T600, reportándose 670  $\mu\text{m}$ .

En las Figuras 4.37 a 4.39 se presenta la máxima longitud de grieta registrada para cada condición evaluada.

#### 5.3.10.2.5 Número de grietas por longitud y densidad de grietas

##### A) 500 ciclos de fatiga térmica

En cuanto al número de grietas por longitud, presentado en la Figura 4.35 b) los resultados demuestran que para 500 ciclos la condición de T600 presenta el valor más bajo, obteniendo 7.34 grietas/mm; seguida de la condición T550 con 10.03 grietas/mm; por último, T650 presentó el valor más alto teniendo 12.5 grietas/mm.

En la Figura 4.35 a) se presentan los resultados del parámetro densidad de grieta. La condición T600 resultó también con el valor más bajo registrando 0.0125 grietas/mm; seguida de T650 con 0.0324 grietas/mm; por último, T550 presentó 0.0383 grietas/mm. La diferencia de densidad de grieta entre T600 contra T550 es casi del triple.

##### B) 2000 ciclos de fatiga térmica

Al realizar el cálculo a 2000 ciclos, para el número de grietas por longitud, no se encontró diferencia significativa obteniendo las 3 condiciones evaluadas un promedio de 11 grietas/mm.

Mientras que, para densidad de grieta, se incrementó significativamente el valor de las tres condiciones, sin embargo, mantuvo el comportamiento mostrado a 500 ciclos, es decir T600 presentó el menor valor, reportando 0.0654 grietas/mm; seguida de T650 con 0.0702 grietas/mm; terminando con T550 con 0.0781 grietas/mm.

### 5.3.10.3. Perfil de durezas en especímenes sujetos a fatiga térmica.

A continuación, se presenta el análisis de los resultados de las microindentaciones de dureza Vickers, realizadas en base a lo descrito en la sección 3.6.11, para los especímenes de fatiga térmica.

#### 1) Condición de Revenido T550

##### A) Dureza superficial

De acuerdo a lo reportado en la Figura 4.8 a), la condición T550 presentó una dureza superficial previa al ensayo de fatiga térmica de 57 HRC (633 HV). En base a los resultados presentados en la Figura 4.40 a), se determinó que la superficie experimentó una pérdida de dureza de aproximadamente 316HV (25.2 HRC) con respecto a la dureza inicial, pasando de 633 HV (57 HRC) a 317 HV (31.8 HRC). El comportamiento anterior fue detectado tanto para la evaluación realizada a 500 ciclos como a 2000 ciclos. No se observó diferencia significativa al incrementar el número de ciclos de 500 a 2000.

El comportamiento de la condición T550 se basa en que la temperatura final de revenido de 550°C es una temperatura inferior a la máxima alcanzada superficialmente durante el ensayo de fatiga térmica, la cual es de 600 °C. El resultado es un cambio de dureza en la superficie, ya que prácticamente se está efectuando un tratamiento térmico de revenido superficial a una temperatura superior a la última de revenido.

##### B) Profundidad de dureza superficial

Al realizar la evaluación a 500 ciclos, la profundidad afectada por la pérdida de dureza superficial fue de aproximadamente 4 mm; mientras que para 2000

ciclos fue de aproximadamente 8 mm. En ambos casos se sigue la pendiente que se observa en la Figura 4.40 a).

De acuerdo a lo comentado en la sección 5.3.8, en la superficie del espécimen de fatiga térmica se registra una temperatura de 600 °C y a una distancia de 5 mm una temperatura aproximada de 400°C. En base a lo anterior se deduce que, a bajos ciclos la distancia inicial afectada por la pérdida de dureza comprende entre 0.0 mm a 5.0 mm. Esto corresponde a los resultados obtenidos y presentados para la condición T550.

La explicación del motivo por el cual a 2000 ciclos la profundidad afectada es el doble radica en el hecho de que la distribución de longitudes de grieta y cantidad de grietas totales se incrementa con el transcurso de los ciclos térmicos, lo cual es explicado en la sección 5.3.10.2. Al desprenderse material de la superficie o tener grietas que exponen capas internas del material, la microestructura seguirá bajo un estado de revenido, ya que nuevas capas del material son expuestas a una temperatura mayor al último revenido efectuado. Conforme la longitud de grieta se incrementa, el material tendrá una mayor pérdida de dureza superficial.

## 2) Condición de Revenido T600

### A) Dureza superficial

La dureza superficial inicial para la condición T600, la cual se reporta en la Figura 4.8 a), fue de 47 HRC (471 HV). Los resultados que se muestran en la Figura 4.40 b) determinan que la superficie experimentó una pérdida de dureza de aproximadamente 101 HV (9.3 HRC) con respecto a la dureza inicial, al cambiar de 471 HV (47 HRC) a 370 HV (37.7 HRC). Al igual que para la

condición de T550, no se observó diferencia entre los resultados de dureza superficial inicial a 500 y 2000 ciclos.

El comportamiento de la condición T600 se fundamenta principalmente en la resistencia al revenido que presenta el material al ser sometido a ciclos térmicos con una temperatura máxima superficial igual a la temperatura bajo la cual se realizó la última operación de revenido. El resultado presenta un cambio de dureza superficial debido a la continua exposición a 600 °C.

Se destaca que el valor de dureza superficial final de 370 HV (37.7 HRC) registrado para la condición T600, fue el más alto de las tres condiciones evaluadas.

#### B) Profundidad de dureza superficial

En la evaluación a 500 y 2000 ciclos, la profundidad afectada por la pérdida de dureza fue muy similar, resultando en un valor de 1.9mm para ambos casos. Se destaca que la pendiente de la curva observada en la Figura 4.40 b) es distinta para 500 y 2000 ciclos. Se presenta una mayor pérdida de dureza conforme se incrementa el número de ciclos.

Al igual que para T550, en la superficie del espécimen de fatiga térmica se registra una temperatura de 600 °C y a una distancia de 5 mm una temperatura aproximada de 400 °C. En este caso, la profundidad de pérdida de dureza superficial reportada está dentro del rango esperado. La razón por la cual presenta un valor bajo y se mantiene constante con el incremento en el número de ciclos, se atribuye a que la temperatura máxima y de revenido presentan el mismo valor. Sin embargo, aunque el rango de 1.9 mm se mantenga constante, se presenta una pérdida de dureza dentro de este intervalo debido al efecto de la resistencia al revenido.

### 3) Condición de Revenido T650

#### A) Dureza superficial

La dureza superficial inicial para la condición de T650 fue de 37 HRC (363 HV), de acuerdo a los resultados de la Figura 4.8 a). Como se observa en la Figura 4.40 c), se determinó una pérdida de dureza en la superficie de aproximadamente 60 HV (6.9 HRC), al reducirse de 363 HV (37 HRC) a 303 HV (30.1 HRC). De nueva cuenta, no se observó diferencia en los resultados de dureza superficial inicial a 500 y 2000 ciclos.

Para la condición T650, la temperatura máxima superficial es menor a la temperatura de la última operación de revenido, por lo cual se produce un relevado de esfuerzos superficial; lo anterior resulta en una ligera variación de dureza. Sin embargo, en combinación con los esfuerzos y deformaciones térmicas aplicadas y tomando en cuenta el bajo esfuerzo de cedencia y elongación presente en esta condición, se atribuye que se acentúa el gradiente de dureza superficial.

#### B) Profundidad de dureza superficial

Al igual que para la condición T600, la profundidad afectada no está influenciada por el incremento en ciclos térmicos de 500 a 2000. La distancia afectada fue de 2.0 mm para ambos casos. La pendiente de la curva que se presenta en la Figura 4.40 c) es igual para 500 y 2000 ciclos. El perfil de temperaturas sigue lo descrito tanto para T550 y T600, el rango afectado está entre 0.0 a 5.0 mm. El fundamento de la profundidad de pérdida de dureza superficial reportada para T650, se atribuye al efecto de penetración de la temperatura de 600 °C en conjunto con la resistencia al revenido. Es por eso que presenta una dimensión similar a T600.

#### 4) Comparativo a 500 ciclos

En la Figura 4.41 a) se presenta una comparación de perfiles de dureza superficial para las tres condiciones evaluadas a 500 ciclos. En base a los resultados se determina lo siguiente:

- i. La condición de T650 es la que menor pérdida de dureza superficial presenta, al modificar su valor inicial de 363 HV (37 HRC) a 303 HV (30.1 HRC), con una diferencia de 60 HV (6.9 HRC). La afectación en cuanto a profundidad fue de 2 mm, siendo la mitad de lo encontrado para T550.
- ii. La condición de T550 fue la que mayor pérdida de dureza superficial presenta, al cambiar su valor inicial de 633 HV (57 HRC) a 317 HV (31.8 HRC), con una diferencia de 316 HV (25.2 HRC). A su vez, fue la condición que resultó con mayor afectación en cuanto a profundidad de dureza con aproximadamente 4 mm.
- iii. La condición de T600 registró una pérdida de dureza de 101 HV (9.3 HRC), al modificar su valor inicial de 471 (47 HRC) a 370 HV (37.7 HRC). Sin embargo, se resalta el hecho de que mantuvo un valor superior de dureza superficial contra las condiciones T550 y T650. A su vez, la afectación en profundidad se mantuvo en un valor similar al de T650, resultando en 1.9 mm

#### 5) Comparativo a 2000 ciclos

En la Figura 4.41 b), se presenta la comparación de perfiles de dureza superficial para las tres condiciones evaluadas a 2000 ciclos. En base a los resultados se determina lo siguiente:

- i. La pérdida de dureza superficial en las tres condiciones evaluadas a 2000 ciclos fue igual que la registrada para 500 ciclos. No se encontró diferencia significativa.
- ii. Para la condición T600 y T650, la profundidad afectada por la pérdida de dureza permaneció sin cambio significativo a lo registrado posterior a los 500 ciclos. Sin embargo, la condición T550 presenta un incremento en la profundidad, llegando a verse afectada con una profundidad de 8 mm.
- iii. En la condición T600 se observa un cambio en la razón de pérdida de dureza (pendiente de la curva). Al incrementar el número de ciclos se presenta una mayor pérdida de dureza. Las condiciones T550 y T650 no presentaron variación en la pendiente de la curva al transcurrir el número de ciclos de 500 a 2000.

#### 5.3.10.4 Resumen de resultados posterior al ensayo de fatiga térmica.

De acuerdo a lo presentado en la Tabla 4.7, se obtienen las siguientes conclusiones posteriores al ensayo de fatiga térmica, en cuanto a resistencia al agrietamiento producido por fatiga térmica:

1. Mayor resistencia al agrietamiento por fatiga térmica a 500 ciclos:  
Condición T600

- a. Fundamento:

- i. Demostró contundentemente los mejores resultados en los parámetros evaluados de agrietamiento transversal.
- ii. Pérdida de dureza superficial moderada.

2. Menor resistencia al agrietamiento por fatiga térmica a 500 ciclos:  
Condición T550

a. Fundamento:

- i. Presentó el mayor rango de distribución de grietas.
- ii. El promedio de longitud de grieta reportado fue el mayor.
- iii. También se encontró la mayor longitud de grieta.
- iv. Pérdida de dureza superficial pronunciada, siendo el mayor.

3. Resistencia media al agrietamiento por fatiga térmica a 500 ciclos:  
Condición T650

a. Fundamento:

- i. Presentó valores intermedios de rango de distribución de grietas y promedio de longitud de grieta.
- ii. La mayor longitud de grieta encontrada estuvo en un valor intermedio en comparación contra las otras condiciones evaluadas.
- iii. Pérdida de dureza superficial moderada.

4. Mayor resistencia al agrietamiento por fatiga térmica a 2000 ciclos:  
Condición T600

a. Fundamento:

- i. Demostró los mejores resultados en cuanto a promedio de longitud de grieta, mayor longitud de grieta y densidad de grieta.
- ii. Pérdida de dureza superficial moderada.

5. Menor resistencia al agrietamiento por fatiga térmica a 500 ciclos:  
Condición T550 & T650

a. Fundamento:

- i. Presentaron el mayor rango de distribución de grietas.
- ii. El promedio de longitud de grieta reportado fue el mayor.
- iii. También se encontró la mayor longitud de grieta.
- iv. En el caso de la condición T550 presentó una pérdida de dureza superficial acentuada.

# CAPÍTULO 6

## CONCLUSIONES

### 6.1. Introducción

En el presente capítulo se presentan las conclusiones obtenidas en base a los resultados obtenidos y la investigación realizada. Por último, se incluyen algunas recomendaciones para investigaciones realizadas en un futuro sobre el tema de tratamientos térmicos y su relación con la fatiga térmica.

## 6.2. Conclusiones

1. La metodología de ensayos de fatiga térmica, efectuada en la presente investigación, comprobó ser un medio eficaz para la realización de pruebas de comparación entre diferentes condiciones de tratamiento térmico del acero AISI H13, con la finalidad de evaluar el agrietamiento producto de fatiga térmica y poder ser utilizada para determinar la vida de una pieza en condiciones de servicio.
2. Los tratamientos térmicos efectuados a temperaturas de revenido de 550°C, 600°C y 650°C, demostraron tener una diferenciación significativa en cuanto a propiedades mecánicas dentro de un rango industrial de operación. La condición de 550°C siendo la de mayor resistencia a la tensión, pero con baja tenacidad; la condición de 600°C manteniendo un balance medio entre tenacidad y resistencia a la tensión; y finalmente la condición de 650°C siendo la de mayor tenacidad, pero la menor resistencia a la tensión.
3. En el parámetro evaluado de agrietamiento superficial las diferencias observadas y cuantificadas fueron mínimas, posterior a 500 ciclos térmicos se identificó que la condición de 550°C presentó el menor agrietamiento superficial. Lo anterior se atribuye a que la condición 550°C presenta alta dureza superficial y por ende resistencia alta a la deformación plástica. Lo cual ayuda a resistir durante las fases iniciales de generación de agrietamiento.
4. En la evaluación del parámetro de agrietamiento superficial, posterior a 2000 ciclos térmicos el grado de agrietamiento observado y cuantificado fue mayor, principalmente debido a la coalescencia de grietas las cuales incrementaron su espesor producto de la prolongada exposición a ciclos térmicos. Al igual que para la evaluación a 500 ciclos térmicos, el patrón

de agrietamiento fue el característico de fatiga térmica, denominado heat checking. En este caso la condición de 600°C resultó en la mejor resistencia, aunque como se explicó anteriormente la afectación fue mayormente gobernada por la alta exposición de 2000 ciclos térmicos.

5. A pesar de que se realizó un análisis cualitativo y cuantitativo del agrietamiento superficial, la diferencia encontrada entre las condiciones de tratamiento térmico evaluadas no es tan significativa para determinar el parámetro de agrietamiento superficial como un elemento diferenciador de la resistencia del material al agrietamiento por fatiga térmica.
6. En el parámetro de agrietamiento transversal, analizado posterior a 500 ciclos térmicos, la relación de propiedades mecánicas obtenidas para la condición de 600°C, resultaron ser las más favorables para la resistencia al agrietamiento por fatiga térmica encontrándose el menor número de grietas, la distribución de longitudes de grieta menor, así como la menor longitud de grieta máxima. Atribuyéndose, al balance entre tenacidad y resistencia a la tensión, y al hecho de que la máxima temperatura superficial es igual que la temperatura de revenido.
7. En la evaluación del parámetro de agrietamiento transversal, posterior a 2000 ciclos térmicos, también se encontró que la condición de revenido a 600°C es la preferente para resistir la propagación del agrietamiento tomando como referencia principal la máxima longitud de grieta alcanzada. En general para todas las condiciones evaluadas, existe un incremento significativo de la distribución de longitudes de grieta, así como del promedio de longitud de grieta. Lo anterior producto de la alta exposición de ciclos térmicos.

8. La condición de revenido a 650°C, con el valor inicial más alto de tenacidad al impacto y la menor resistencia a la tensión, expuesta a una temperatura de operación inferior a la del último revenido, resultó en la condición con mayor longitud de grietas propagadas, encontrándose posterior a 2000 ciclos grietas con longitud de hasta 3.4 mm
9. En el parámetro evaluado de dureza superficial, la condición de 550°C resultó ser la más afectada con una pérdida de dureza de 316HV (25.2HRC), atribuyéndose al efecto de la temperatura máxima superficial de 600°C durante el ensayo de fatiga térmica que actúa como un revenido superficial. No se observó diferencia significativa al incrementar el número de ciclos de 500 a 2000. En cuanto a profundidad de pérdida de dureza superficial también la afectación fue la mayor, siendo hasta 8.0mm a 2000 ciclos producto de la combinación de desprendimiento de material superficial en conjunto con el agrietamiento que exponen nuevas capas del material a alta temperatura.
10. En la evaluación del parámetro de dureza superficial para la condición de 600°C se encontró una pérdida moderada de dureza de 101HV (9.3HRC), su comportamiento se fundamenta a la resistencia al revenido que presenta el material a ser expuesto a ciclos térmicos a 600°C. La dureza superficial final fue la más alta de las tres condiciones, lo cual ayuda a resistir la propagación de agrietamiento por fatiga térmica a pesar de la alta exposición a ciclos térmicos. La profundidad de pérdida de dureza superficial se mantuvo en 1.9mm independiente del número de ciclos. Se concluye que la pérdida de dureza superficial resulta de la exposición a bajos ciclos.
11. La condición de 650°C, en cuanto a evaluación de parámetro de dureza superficial, presentó el menor valor de pérdida siendo 60HV (6.9HRC). Lo anterior se atribuye a que la temperatura máxima superficial de 600°C

durante el ciclo térmico actúa más como un relevado de esfuerzos superficial. Sin embargo, no ayuda a resistir la propagación de grietas por fatiga térmica debido a tener la más baja dureza y resistencia a la tensión. Por esta razón se explica las altas longitudes de grieta encontradas. Al igual que para la condición 600°C la profundidad de pérdida de dureza es muy similar 2mm, y no está influenciada por el incremento en ciclos térmicos de 500 a 2000.

## Referencias

1. Dieter, G. E. (1986). *Mechanical metallurgy*. MacGraw-Hill.
2. Stephens, R. I. (2001). *Metal fatigue in engineering*. John Wiley & Sons.
3. Weronki, A., Hejwowski, T. (2019). *Thermal fatigue of metals*. CRC PRESS.
4. Cabral, A., Thompson, A. W., Bernstein, I. M., & Stone, D. H. (1987). *The thermal fatigue behavior of near-eutectoid steel*. *Materials Science and Engineering*, 93, 73–82. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90413-7](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90413-7)
5. P.W. Hochanadel, G.R. Edwards, M.C. Maguire and M.D. Baldwin (1995), *The effect of microstructure on the thermal fatigue resistance of investment cast and wrought AISI H13 hot work die steel*, 18° International Die casting congress, Indianapolis, IN (U.S.)
6. G., Li, X., & Wu, J. (1998). *Study of the thermal fatigue crack initial life of h13 and h21 steels*. *Journal of Materials Processing Technology*, 74(1-3), 23–26. [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(97\)00244-6](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(97)00244-6)
7. Guobin, L., Jianjun, W., Yanfei, J., & Guiyun, L. (2000). *The nucleation and propagation of a thermal fatigue crack in 4cr2nimov steel*. *Journal of Materials Processing Technology*, 100(1-3), 63–66. [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(99\)00445-8](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(99)00445-8)

8. Żuchowski, R. (2000). *Analysis of the thermal fatigue process*. *Journal of Materials Processing Technology*, 106(1-3), 167–172. [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(00\)00610-5](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(00)00610-5)
9. Kerezsi, B. B., Price, J. W., & Kotousov, A. G. (2002). *Features of fatigue crack growth due to repeated thermal shock*. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25(2), 215–222. <https://doi.org/10.1046/j.8756-758x.2001.00489.x>
10. Ivanov, V. V., Paine, I. R., & Revnyuk, P. J. (2002). *Study of Thermal fatigue OF H13 Die steel with various surface treatments*. *High Temperature Materials and Processes*, 21(1-2), 65–78. <https://doi.org/10.1515/htmp.2002.21.1-2.65>
11. Rhyim, Y. M., Youn, K. T., Yoo, W. D., Na, Y. S., & Lee, J. H. (2004). *Thermal fatigue behavior of the surface treated hot die steel depending on test temperature*. *Materials Science Forum*, 449-452, 869–872. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.449-452.869>
12. Jiang, Q. C., Sui, H. L., & Guan, Q. F. (2004). *Thermal fatigue behavior of new type high-cr cast hot work die steel*. *ISIJ International*, 44(6), 1103–1107. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.44.1103>
13. F. Rézai-Aria, F. Medjedoub, G. Dour and S. Le Roux. (2005). *Some aspects of thermal fatigue of metallic tools*. International Conference Abrasion 2005, Sao Paulo, Brazil.
14. Glenny E. GLENNY (1961) *THERMAL FATIGUE*, *Metallurgical Reviews*, 6:1, 387-466, <https://doi.org/10.1179/mtlr.1961.6.1.387>

15. Uddeholm. *Heat Treatment of Uddeholm Tool Steels*. (2018, February). <https://www.uddeholm.com/us/en-us/articles/>.
16. Uddeholm, *Orvar 2 MICRODIZED*. Uddeholm Mexico. (2021, June 3). <https://www.uddeholm.com/mexico/la/products/uddeholm-orvar-2-microdized-2/>.
17. Uddeholm. *Tool Steels for Die Casting*. (2019, October). <https://www.uddeholm.com/us/en-us/articles/>.
18. Dobrzański, L. A., Mazurkiewicz, J., Hajduczek, E., & Madejski, J. (2001). *Comparison of the thermal fatigue resistance and structure of THE 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 HOT-WORK tool steel with X40crmov5-1 type one*. *Journal of Materials Processing Technology*, 113(1-3), 527–538. [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(01\)00721-x](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(01)00721-x)
19. Persson, A. (2003). *On tool failure in die casting*. *Acta Universitatis Upsaliensis*.
20. Persson, A. (2004). *Simulation and evaluation of thermal fatigue cracking of hot work tool steels*. *International Journal of Fatigue*, 26(10), 1095–1107. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2004.03.005>
21. Persson, A. (2004). *Strain-based approach to crack growth and thermal fatigue life of hot work tool steels*. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 33(1), 53–64. <https://doi.org/10.1111/j.1600-0692.2004.00678.x>
22. Filacchioni, G., Casagrande, E., De Angelis, U., De Santis, G., Ferrara, D., & Pilloni, L. (2004). *Thermal fatigue behaviour of different candidate structural materials: A comparative study*. *Journal of Nuclear*

*Materials*, 329-333, 263–267.  
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2004.04.057>

23. Persson, A., Hogmark, S., & Bergström, J. (2005). *Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels*. *Surface and Coatings Technology*, 191(2-3), 216–227.  
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.04.053>
24. Sjostrom, J., & Bergstrom, J. (2005). *Thermal fatigue in hot-working tools*. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 34(4), 221–231.  
<https://doi.org/10.1111/j.1600-0692.2005.00719.x>
25. Virkkunen, I. (2001). *Thermal fatigue of austenitic and duplex stainless steels*. *Acta Polytechnica Scandinavica, Mechanical Engineering Series No.154*, 115 pp. Published by the Finnish Academies of Technology.
26. Starling, C. M. D., & Branco, J. R. T. (1997). *Thermal fatigue of hot work tool steel with hard coatings*. *Thin Solid Films*, 308-309, 436–442.  
[https://doi.org/10.1016/s0040-6090\(97\)00600-7](https://doi.org/10.1016/s0040-6090(97)00600-7)
27. Pellizzari, M., Molinari, A., & Straffelini, G. (2001). *Thermal fatigue resistance of plasma duplex-treated tool steel*. *Surface and Coatings Technology*, 142-144, 1109–1115. [https://doi.org/10.1016/s0257-8972\(01\)01223-3](https://doi.org/10.1016/s0257-8972(01)01223-3)
28. Kerezsi, B. B., Price, J. W. H., & Ibrahim, R. N. (2004). *Using S–N curves to analyse cracking due to repeated thermal shock*. *Journal of Materials Processing Technology*, 145(1), 118–125.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.07.001>

29. Sjöström, J., Bergström, J. (2004). *Thermal fatigue testing of chromium martensitic hot-work tool steel after different austenitizing treatments*. Journal of Materials Processing Technology, 153-154, 2004; 1089-1096. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.158>.
30. ASM International. (1991). *ASM Handbook: Volume 4 heat treating*; 1544-1641.
31. Schwam, D., Wallace, J.F., Birceanu, S. (2004). *Effect of design factors on thermal fatigue cracking of die casting dies*. Final Technical Report, Department of Materials Science, Case Western Reserve University, Cleveland, Ohio.
32. Quiñones-Salinas, M. (2007). *Desarrollo de una metodología para ensayos de fatiga térmica*. Tesis de Maestría, UANL, México.
33. ASTM E23 - 18. ASTM International - Standards Worldwide. (n.d.). <https://www.astm.org/Standards/E23>.
34. ASTM E8 / E8m - 21. ASTM International - Standards Worldwide. (n.d.). <https://www.astm.org/Standards/E8>.
35. ASTM A370 - 20. ASTM International - Standards Worldwide. (n.d.). <https://www.astm.org/Standards/A370.htm>.
36. ASTM E384 - 17. ASTM International - Standards Worldwide. (n.d.). <https://www.astm.org/Standards/E384>.
37. DIN 4776-90, 1990, "Determination of Surface Roughness Parameters R<sub>k</sub>, R<sub>PK</sub>, R<sub>VK</sub>, MR<sub>1</sub>, and MR<sub>2</sub>, serving to Describe the Material Component of the Roughness Profile.

38. Krauss, G. (2016). *Steels: Processing, structure, and performance*. ASM International.
39. Mercado Solis, R.D., Quiñones-Salinas, M. (2010). *Máquina para Ensayos de Fatiga Térmica*. (Modelo de utilidad MX/u/2008/000278), Instituto Mexicano de la Propiedad Intelectual, 2010.
40. Lu, H., Cai, J., Luo, K., Xing, F., Zhang, Q., Yao, J., & Lu, J. (2021). Thermal fatigue life and IMPROVEMENT mechanism OF fe-based coatings on H13 extrusion die by laser Additive remanufacturing. *Surface and Coatings Technology*, 408, 126808. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126808>
41. Ding, R., Yang, H., Li, S., Hu, G., Mo, J., Chu, M., Paddea, S., Zhang, S., Zhang, P., Liu, Z., & Wei, J. (2021). Failure analysis of h13 steel die for high pressure die casting al alloy. *Engineering Failure Analysis*, 124, 105330. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105330>
42. Riccardo, G., Rivolta, B., Gorla, C., & Concli, F. (2021). Cyclic behavior and fatigue resistance of AISI h11 and aisi H13 tool steels. *Engineering Failure Analysis*, 121, 105096. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.105096>
43. Liu, B., Wang, B., Yang, X., Zhao, X., Qin, M., & Gu, J. (2019). Thermal fatigue evaluation of aisi H13 steels surface modified by GAS NITRIDING with pre- AND POST-SHOT peening. *Applied Surface Science*, 483, 45–51. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.03.291>
44. Wang, Y., Charbal, A., Hild, F., Roux, S., & Vincent, L. (2019). Crack initiation and propagation under thermal fatigue of austenitic stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 124, 149–166. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.02.036>

45. Lu, Y., Ripplinger, K., Huang, X., Mao, Y., Detwiler, D., & Luo, A. A. (2019). A new fatigue life model for thermally-induced cracking in h13 steel dies for die casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 271, 444–454. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.04.023>
46. Mellouli, D., Haddar, N., Köster, A., & Ayedi, H. F. (2014). Hardness effect on thermal fatigue damage of hot-working tool steel. *Engineering Failure Analysis*, 45, 85–95. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2014.06.007>
47. Regheere, G., Collignon, M., Cristol, A.-L., Desplanques, Y., Dufrenoy, P., & Balloy, D. (2013). Thermocracks®, a specific testing machine for evaluation of the Thermal fatigue resistance of materials. *Procedia Engineering*, 66, 250–263. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2013.12.080>
48. Le Roux, S., Medjedoub, F., Dour, G., & Rézai-Aria, F. (2013). Image analysis of microscopic crack patterns applied to thermal fatigue heat-checking of high temperature tool steels. *Micron*, 44, 347–358. <https://doi.org/10.1016/j.micron.2012.08.007>
49. Klobčar, D. (2014). Thermal fatigue of materials for die casting tooling. *Encyclopedia of Thermal Stresses*, 5023–5036. [https://doi.org/10.1007/978-94-007-2739-7\\_84](https://doi.org/10.1007/978-94-007-2739-7_84)

## Apéndice A

Certificado acero ORVAR® 2 Microdized del fabricante Uddeholm.

Product						
UDDEHOLM ORVAR 2 M	AISI H13					
Annealed						
Extent of delivery						
Item	Pcs	Kg	Dimension		Heat no	
10	1	42.6	50.8	Typical Analysis		
Principal chemical composition						
C	Si	Mn	P	Cr	Mo	V
0.39	1.00	0.4	0.019	5.3	1.3	0.9
Hardness HB: 181						
Ultrasonic testing: Approved						

Aceros Bohler Uddeholm, S.A. de C.V.  
Calle 8 No. 2-C  
Fracc. Ind. Alce Blanco  
Neuquipan de Juárez  
Edo. de México C.P. 53370

Teléfonos Ventas  
81-72-02-42  
del interior  
01 800 SACEROS  
01 800 5225767

Fax  
Ventas  
55-78-21-39  
Administración  
55-78-68-37

